

# **UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID**

FACULTAD DE ODONTOLOGÍA

Departamento de Estomatología I (Prótesis Bucofacial)



## **TESIS DOCTORAL**

**Análisis del efecto del fresado y pulido en la rugosidad y resistencia  
mecánica de distintas superficies cerámicas**

MEMORIA PARA OPTAR AL GRADO DE DOCTOR

PRESENTADA POR

**Laura Godoy Ruiz**

Directores

Guillermo J. Pradíes Ramiro  
Francisco Martínez Rus

**Madrid, 2014**



UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

FACULTAD DE ODONTOLOGÍA

DEPARTAMENTO DE ESTOMATOLOGÍA I

ANÁLISIS DEL EFECTO DEL FRESADO Y  
PULIDO EN LA RUGOSIDAD Y RESISTENCIA  
MECÁNICA DE DISTINTAS SUPERFICIES  
CERÁMICAS

TESIS DOCTORAL

LAURA GODOY RUIZ

2014

# ANÁLISIS DEL EFECTO DEL FRESADO Y PULIDO SOBRE LA RUGOSIDAD Y RESISTENCIA MECÁNICA DE DISTINTAS SUPERFICIES CERÁMICAS

Memoria de investigación que presenta:

**Laura Godoy Ruiz**

Para optar al Grado de Doctor en Odontología por la Universidad  
Complutense de Madrid

Directores:

**Dr. D. Guillermo J. Pradíes Ramiro**

Profesor Titular

**Dr. D. Francisco Martínez Rus**

Profesor Asociado

Departamento de Estomatología I (Prótesis Bucofacial)

Facultad de Odontología

Universidad Complutense de Madrid

Madrid, 2014



UNIVERSIDAD COMPLUTENSE  
MADRID

DEPARTAMENTO DE PRÓTESIS  
BUCOFACIAL

**FACULTAD DE ODONTOLOGÍA**

Plaza de Ramón y Cajal, s/n  
Ciudad Universitaria  
28040 Madrid

D. Guillermo Jesús Pradíes Ramiro, Profesor Titular y D. Francisco Martínez Rus, Profesor asociado del Departamento de Estomatología I (Prótesis Bucofacial) de la Facultad de Odontología de la Universidad Complutense de Madrid,

**CERTIFICAN:**

Que el trabajo de investigación titulado “Análisis del efecto del fresado y pulido sobre la rugosidad y resistencia mecánica de distintas superficies cerámicas”, del que es autora Dña. Laura Godoy Ruiz, ha sido diseñado y desarrollado bajo nuestra dirección y supervisión, reuniendo en nuestra opinión todos los requisitos científicos, metodológicos y formales necesarios para ser presentado y defendido como Tesis Doctoral ante el Tribunal correspondiente.

Y para que conste a los efectos oportunos, firmamos el presente documento en Madrid a diez de diciembre de 2013.

Fdo. Guillermo J. Pradíes Ramiro

Fdo. Francisco Martínez Rus

## **AGRADECIMIENTOS**

Al Dr. Guillermo Pradíes, por despertar mi espíritu docente e investigador, por su capacidad inmensa de trabajo, por su confianza, por sus palabras de aliento, porque sin él jamás habría sido capaz de llevar a cabo este proyecto.

Al Dr. Francisco Martínez Rus, por su tiempo, por su exigencia, por compartir sus extensos conocimientos sobre cerámicas y sobre el método científico, porque gran parte de este trabajo es suyo.

A José Bartolomé, Antonio de Aza, Manuel Belmonte y demás miembros del Instituto de cerámica y Vidrio del CSIC, por su amabilidad y por poner al servicio de esta investigación sus conocimientos técnicos e infraestructura necesaria.

A Berta, Ana María, Arelys, Alberto, Jeanette, Violeta, Beatriz, Andrea, Pablo, Carmen y a todos los demás que, contagiados por el entusiasmo de Guillermo, disfrutamos de la investigación y deseamos que la Odontología se base, además de en la evidencia, en el respeto mutuo y afán de superación en grupo.

A la Dra. Isabel Moreno, por compartir conmigo su inglés y su casa de la playa.

A Lorenzo del Río, por su colaboración en la elaboración de las muestras y en la redacción del *Material y Método*.

A Javier Gutierrez por su creatividad y diseño en la maquetación.

A mi padre, por dejarme su profesión en herencia.

A mi madre, mi hermano y mi hijo, por ser el motor de todos mis logros.

*La profundidad se encuentra en los valles donde la buscamos, pero no  
en las cumbres de las montañas, que es donde la vemos.*

*Edgar Allan Poe. "Los crímenes de la Rue Morgue".*

<b>INTRODUCCIÓN.....</b>	<b>2</b>
1. BIOMATERIALES CERÁMICOS.....	2
1.1. CONCEPTO.....	2
1.2. COMPOSICIÓN Y ESTRUCTURA.....	3
1.3. CLASIFICACIÓN.....	4
1.3.1. Clasificación por la temperatura de procesado o sinterización.....	4
1.3.2. Clasificación por la composición química.....	6
1.3.3. Clasificación por técnica de confección.....	9
2. BIOMATERIALES METÁLICOS.....	10
2.1. ESTRUCTURA Y PROPIEDADES.....	10
2.2. ALEACIONES NOBLES.....	10
2.3. ALEACIONES NO NOBLES.....	11
3. UNIÓN ENTRE BIOMATERIALES.....	12
3.1. UNIÓN METAL-CERÁMICA.....	12
3.2. UNIÓN CERAMO-CERÁMICA.....	12
4. ANÁLISIS DE LOS BIOMATERIALES.....	13
4.1. PROPIEDADES MECÁNICAS.....	15
4.2. PROPIEDADES TÉRMICAS.....	21
4.3. PROPIEDADES QUÍMICAS.....	22
4.4. PROPIEDADES REOLÓGICAS.....	24
4.5. PROPIEDADES ELÉCTRICAS.....	24
4.6. PROPIEDADES ÓPTICAS.....	25
4.7. PROPIEDADES SUPERFICIALES.....	26
5. RUGOSIDAD.....	27
5.1. IMPORTANCIA CLÍNICA DE LA RUGOSIDAD.....	27

5.2. CONCEPTO DE RUGOSIDAD SUPERFICIAL.....	28
5.3. MEDICIÓN DE LA RUGOSIDAD SUPERFICIAL.....	29
5.3.1. Métodos a escala macro/micrométrica.....	30
5.3.2. Métodos a escala micro/nanométrica.....	31
5.3.3. Procedimiento de medición de la rugosidad superficial.....	32
5.4. ABRASIÓN.....	34
 <b>JUSTIFICACIÓN Y OBJETIVOS.....</b>	<b>37</b>
 1. ANTECEDENTES.....	38
2. OBJETIVOS.....	39
3. HIPÓTESIS DE TRABAJO.....	40
 <b>MATERIAL Y MÉTODO.....</b>	<b>41</b>
 1. CONFECCIÓN DE LAS MUESTRAS.....	42
1.1. GRUPO DISILICATO DE LITIO/FELDESPÁTICA CONVENCIONAL.....	42
1.2. GRUPO ÓXIDO DE CIRCONIO/FELDESPÁTICA CON ALTO CONTENIDO EN ALÚMINA.....	46
1.3. GRUPO ALEACIÓN NOBLE/FELDESPÁTICA CONVENCIONAL.....	50
1.4. GRUPO ALEACIÓN NOBLE/FELDESPÁTICA CON FLUORAPATITA.....	53
1.5. GRUPO ALEACIÓN BASE/FELDESPÁTICA CONVENCIONAL.....	56
1.6. GRUPO ALEACIÓN BASE/FELDESPÁTICA CON FLUORAPATITA.....	58



2. ANÁLISIS DE LA RUGOSIDAD SUPERFICIAL.....	59
2.1. MUESTRAS GLASEADAS.....	59
2.2. MUESTRAS GLASEADAS Y FRESADAS.....	61
2.3. MUESTRAS GLASEADAS, FRESADAS Y PULIDAS. ....	63
3. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.....	65
4. ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL.....	68
5. ANÁLISIS DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA.....	70
6. ANÁLISIS ESTADÍSTICO.....	75
<b>RESULTADOS.....</b>	<b>76</b>
1. INTRODUCCIÓN.....	77
2. ANÁLISIS DE LA RUGOSIDAD SUPERFICIAL.....	78
2.1. CONSIDERACIONES PREVIAS.....	78
2.2. ESTADÍSTICA DESCRIPTIVA.....	80
2.2.1. Rugosidad por tratamiento superficial.....	80
2.2.2. Rugosidad por tratamiento superficial y materiales.....	81
2.3. ESTADÍSTICA INFERENCIAL.....	82
2.3.1. Rugosidad por tratamiento superficial.....	82
2.3.2. Rugosidad por materiales.....	83
3. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.....	85
4. ANÁLISIS DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA.....	88
4.1. CONSIDERACIONES PREVIAS.....	88
4.2. ESTADÍSTICA DESCRIPTIVA.....	88

4.2.1. Resistencia a la fractura por tratamiento superficial.....	88
4.2.2. Resistencia a la fractura por materiales.....	93
4.2.3. Resistencia a la fractura por tratamiento superficial y materiales.....	95
4.3. ESTADÍSTICA INFERENCIAL.....	98
4.3.1. Resistencia a la fractura por tratamiento superficial.....	98
4.3.2. Resistencia a la fractura por materiales.....	99
4.3.2.1. Resistencia a la fractura por materiales de recubrimiento.....	103
4.3.2.2. Resistencia a la fractura por materiales de núcleo.....	105
<b>DISCUSIÓN.....</b>	<b>109</b>
 1. SOBRE EL MATERIAL Y MÉTODO.....	 110
1.1. DISEÑO DE LAS MUESTRAS.....	110
1.2. FRESADO Y PULIDO.....	110
1.3. RUGOSIMETRÍA.....	113
1.4. ENVEJECIMIENTO DE LAS MUESTRAS.....	115
1.5. RESISTENCIA A LA FRACTURA.....	117
2. SOBRE LOS RESULTADOS.....	120
2.1. RUGOSIDAD SUPERFICIAL.....	120
2.2. RESISTENCIA A LA FRACTURA.....	126
3. INVESTIGACIONES FUTURAS.....	143

<b>CONCLUSIONES.....</b>	<b>145</b>
--------------------------	------------

<b>BIBLIOGRAFÍA.....</b>	<b>147</b>
--------------------------	------------

<b>APÉNDICE.....</b>	<b>160</b>
----------------------	------------

ANEXO ESTADÍSTICO I:

Análisis estadístico de la rugosidad superficial.....	161
---	-----

ANEXO ESTADÍSTICO II:

Análisis estadístico de la resistencia a la fractura.....	185
---	-----

ANEXO ESTADÍSTICO III:

Resumen en inglés.....	230
------------------------	-----

# *INTRODUCCIÓN*

## 1. BIOMATERIALES CERÁMICOS

### 1. 1. CONCEPTO

La palabra “cerámica” se refería originalmente al arte de fabricar vasijas. El término deriva del griego “*keramos*”, que significa “*arcilla*” o “*vasija*”. Se cree que esta palabra está relacionada con un término sánscrito que significaba “*tierra quemada*”, ya que los componentes básicos eran la arcilla y el calor con que luego se cocían las vasijas modeladas.<sup>1</sup>

Las cerámicas son materiales inorgánicos de origen mineral no metálicos, duros, frágiles y rígidos, que se procesan mediante calor. Tienen una estructura cristalina periódica, pudiendo presentar enlaces iónicos o covalentes.<sup>2</sup>

En el lenguaje habitual, dentro del ámbito dental, los términos porcelana y cerámica se utilizan indistintamente. Sin embargo, las porcelanas son aquellas cerámicas de mejor calidad, obtenidas de materias primas debidamente seleccionadas, que una vez cocidas presentan menor porosidad, mejores propiedades mecánicas y un excelente aspecto y acabado superficial (glaseadas).<sup>3</sup> Últimamente, se prefiere el término cerámica porque es más exacto, incluso se podrían denominar biocerámicas, ya que la norma ISO/TR 10993-9 (1994) define una biocerámica como un material cerámico diseñado para lograr un comportamiento fisiológico específico al ser usado en la construcción de prótesis u órganos artificiales internos.<sup>4</sup> En la actualidad, debido a su estética, durabilidad y biocompatibilidad, se emplean para confeccionar la mayoría de prótesis fijas.

### 1. 2. COMPOSICION QUÍMICA Y ESTRUCTURA

Las cerámicas de concepción clásica, tenían la misma composición que las porcelanas artísticas y decorativas: feldespato, cuarzo y caolín. Eran muy opacas, presentaban grandes cambios dimensionales durante su procesado y elevada porosidad. Por ello, se empezó a suprimir el caolín y a añadir

fundentes para disminuir la opacidad, porosidad, temperatura y contracción durante el procesado.<sup>1</sup>

La introducción de las porcelanas aluminosas en el ámbito odontológico, realizada por McLean y Hughes hacia 1965, también contribuyó a la mejora de las propiedades anteriores. Estas porcelanas contienen cantidades altas de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) en forma cristalina, con partículas de mayor o menor tamaño dispersas en una matriz vítrea feldespática. Dicha estructura, proporciona un aumento de la resistencia mecánica, ya que las microgrietas, pequeños defectos y demás imperfecciones superficiales que pueden surcar la matriz vítrea, se detienen cuando llegan a la partícula.<sup>5</sup>

De este modo, las cerámicas o porcelanas dentales están formadas básicamente por una matriz vítrea amorfa, en la que se encuentran inmersas partículas más o menos grandes de minerales cristalizados (relleno). Por lo tanto, se pueden denominar “materiales compuestos”, ya que, uno o varios componentes actúan como material cerámico principal, amorfo o “matriz” (fundentes), mientras que otro u otros, pueden aparecer dispersados en el seno de ellos, como si fueran un “relleno” constituido por partículas de diferente naturaleza, incluso cristalizada.<sup>3</sup>

Sin embargo, debido a su rigidez y consecuente fragilidad, no fue posible su uso generalizado hasta la aparición de las porcelanas para unión ceramometálica. La unión ceramometálica se obtiene, además de mediante retenciones mecánicas, por la reactividad química entre la superficie oxidada del metal y la cerámica, provista de abundantes átomos de oxígeno, formándose una capa reactiva de óxidos metálicos muy resistente. De este modo, se construye primero la estructura metálica de la restauración y, después, se cuecen sobre ella capas de cerámica que pueden soportar las cargas masticatorias, ya que, cuando un material muy rígido (cerámica) es soportado por otro más elástico, deformable o flexible (metal), aquel participa parcialmente de las propiedades de éste, tal y como ocurre con el esmalte sobre la dentina en los dientes naturales.<sup>5,6,7</sup>

Con el objetivo de aumentar la estética de estas restauraciones, la investigación siguió centrada en mejorar las propiedades mecánicas de las porcelanas dentales, para poder confeccionar prótesis fijas totalmente cerámicas. Este avance fue posible en la década de los 80, con la aparición de las actuales vitrocerámicas de alto contenido en alúmina. Aparecen composiciones complejas, con granos finos, más resistentes a la flexión, al desgaste. La mayoría tienen altas cantidades de óxido de aluminio junto con otros componentes, los más frecuentes son sílice, óxido de magnesio, óxido de calcio, óxido de circonio, fluoruros, etc. Surgen así las restauraciones totalmente cerámicas formadas por un núcleo de porcelana de alta resistencia, cubierto por porcelanas menos resistentes pero con mejor estética.<sup>5-9</sup>

### 1. 3. CLASIFICACIÓN

Para su estudio, las cerámicas dentales se clasifican en base, principalmente, a tres criterios: **temperatura de procesado**, **composición química** y **técnica de confección**.

#### 1. 3. 1. CLASIFICACIÓN POR LA TEMPERATURA DE PROCESADO O SINTERIZACIÓN

Según su **temperatura de procesado**, pueden ser cerámicas de temperatura:

- **Alta:** Por encima de 1300° C.
- **Media:** Entre 1050 y 1300° C.
- **Baja:** Entre 850 y 1050° C.
- **Muy baja:** Por debajo de 850° C.

El término *sinterizado* no debe confundirse con el de *fusión*. La *temperatura de fusión* sólo se alcanza durante el proceso industrial de obtención de los polvos cerámicos. En cambio, el *sinterizado* es el procedimiento por el que dichos polvos, previamente compactados, sometidos

a presión y a alta temperatura (inferior a la de fusión) quedan unidos superficialmente<sup>3</sup>.

Clásicamente se decía que la **alta** sinterización era exclusiva de la industria, ya que se empleaba únicamente para fabricar dientes artificiales, brackets estéticos, pernos, bloques cerámicos para tecnología CAD/CAM y cualquier otro dispositivo o instrumento cerámico de uso clínico. Sin embargo, con los nuevos sistemas de circonia, se ha incorporado también al laboratorio dental donde se utiliza para procesar las estructuras internas de estas prótesis totalmente cerámicas. En la alta sinterización, el material al enfriarse siempre sufre un cambio dimensional importante porque, además de la lógica reducción de volumen que se produce al aproximarse las partículas, cuanto más alta es la temperatura, más afecta su coeficiente de expansión térmica. A pesar de ello, estas cerámicas, una vez procesadas, son las más estables y las que poseen mejores propiedades mecánicas.

Las temperaturas **medias** y **bajas** son más propias del laboratorio dental, siendo preferible trabajar con bajas debido al ahorro energético y menor complejidad del instrumental y equipamiento utilizados. Además, en las técnicas ceramometálicas, los rangos de fusión del metal y la porcelana deben estar alejados, ya que, en las sucesivas cocciones a las que se someten las porcelanas, existe el riesgo de deformación de la estructura metálica, que es la primera que se elabora.

Las porcelanas de **muy baja** temperatura de cocción se utilizan en técnicas ceramometálicas combinadas con titanio, ya que el titanio, al llegar a los 880° C, sufre una transformación alotrópica que puede ocasionar distorsiones. También se utilizan en combinación con otros metales y en restauraciones totalmente cerámicas, ya que cuanto menor es el intervalo de temperatura desde el punto de fusión hasta la temperatura ambiente, menos repercute el coeficiente de expansión térmica en la aparición de grietas o fallos en la masa de la cerámica.



Algunos autores incluyen un quinto grupo denominado “porcelanas de temperatura ambiente”. Se refieren a los productos cerámicos que son utilizados directamente en clínica sin necesidad de procesarlos (brackets, postes, instrumentos, etc). Bajo nuestra opinión, esta disquisición constituye una redundancia, porque estos materiales han sido sinterizados industrialmente a altas temperaturas antes de su comercialización.

### 1. 3. 2. CLASIFICACIÓN POR LA COMPOSICIÓN QUÍMICA

Según su **composición**, se clasifican en:

- **Feldespáticas:** Que a su vez se dividen en *feldespáticas convencionales* y *de alta resistencia*. Fueron las primeras porcelanas de uso dental. Poseen un alto contenido en feldespatos, y las de alta resistencia incorporan además, elementos que aumentan su resistencia mecánica, tales como microcristales de leucita, disilicato de litio, ortofosfato de litio o fibra de vidrio. Las *convencionales* se utilizan principalmente como recubrimiento en restauraciones ceramometálicas, poseen unas excelentes propiedades ópticas pero son muy frágiles, por lo que no se pueden utilizar en prótesis fija si no se “apoyan” sobre una estructura. Algunas de ellas son: Biobond® (Dentsply), Carat® (Dentsply), Ceramco® (Dentsply), Creation® (Jensen), Duceram® (DeguDent), Ex3® (Noritake), IPS® Classic (Ivoclar), Jelenko® (Heraeus Kulzar), Microbond® (Austenal), Omega® 900 (Vita), Response® (Vita), Vintage® (3M ESPE), Vivodent PE® (Ivoclar), VMK 95® (Vita), Will-Ceram® (Ivoclar), etc. Las *de alta resistencia* surgieron debido a la demanda de una mayor estética y la búsqueda de materiales que tuvieran una tenacidad adecuada para confeccionar coronas y puentes completamente cerámicos. Entre ellas, encontramos: Optec HSP® (Jeneric), Fortress® (Myron Int), Finesse® AllCeramic (Dentsply) e IPS Empress® I (Ivoclar)

reforzadas con leucita; IPS Empress® II (Ivoclar), reforzada con disilicato de litio y ortofosfato de litio e IPS e.max Press/CAD® (Ivoclar), reforzada únicamente con disilicato de litio<sup>3</sup>.

- **Aluminosas:** también se dividen en aluminosas *convencionales* y *de alta resistencia*. Las *convencionales* se caracterizan por tener un contenido en alúmina entre el 20 y el 45%. Se utilizan fundamentalmente en el recubrimiento estético y funcional de los núcleos aluminosos de alta resistencia, presentando un comportamiento térmico similar al óxido de aluminio puro ( $6,5-8 \times 10^6 \text{K}^{-1}$ ). A este grupo pertenecen: All Ceram® (Ducera), Cerabien® (Noritake), Vitadur N® (Vita), Vitadur Alpha® (Vita), VM7® (Vita) y NobelRondo® Alumina (Nobel Biocare). En los últimos años se han desarrollado cerámicas aluminosas especiales para recubrir estructuras recubiertas con circonia, con un coeficiente de expansión térmica más alto, adaptado al óxido de circonio ( $9-10,5 \times 10^6 \text{K}^{-1}$ ). Con algunas de ellas es necesario utilizar un “bonder” o “liner” que actúa como agente de unión entre ambos materiales. Algunos ejemplos de este grupo son: CZR® (Noritake), Cercon® Ceram S (Degudent), Lava® Ceram (3M Espe), Veneering Ceramic D® (Vita) y VM9® (Vita). Las cerámicas aluminosas *de alta resistencia* pueden contener hasta un 99% de alúmina (óxido de aluminio), responsable de su alta resistencia mecánica. Suelen ser muy opacas, por lo que se reservan para la confección del núcleo interno de coronas y puentes, siendo necesario recubrirlas con porcelanas de bajo contenido en alúmina para obtener una estética adecuada. Algunas de estas porcelanas son: In Ceram® Alumina (Vita), con un 99% de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ); In Ceram® Spinell (Vita), con un 72% de alúmina y 28% de óxido de magnesio, formando un compuesto denominado espinela ( $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ); In Ceram® Zirconia (Vita), con un 67% de alúmina y 33% de circonia ( $\text{ZrO}_2$ ); Procera® Alumina (Nobel Biocare), compuesta por un 99% de alúmina a alta sinterización.
- **Circoniosas:** Incorporan hasta un 99% de óxido de circonio, también denominado circonia o circona, altamente sinterizado, estabilizado

parcialmente con óxido de itrio (en la actualidad, la tendencia es sustituir el itrio por el cerio). La circonia, también llamada “acero cerámico”, le confiere a estas cerámicas una resistencia a la flexión entre 1000 y 1200 MPa, superando con amplio margen a todas las anteriores. Su elevada tenacidad se debe a que su microestructura es totalmente cristalina y posee un mecanismo de refuerzo denominado “transformación resistente”. Este fenómeno, descubierto por Garvie & cols. en 1975, consiste en que la circonia parcialmente estabilizada ante una zona de alto estrés mecánico como es la punta de una grieta, sufre una transformación de fase cristalina, pasa de forma tetragonal a monoclinica, adquiriendo un volumen mayor (Fig. 1.1.).

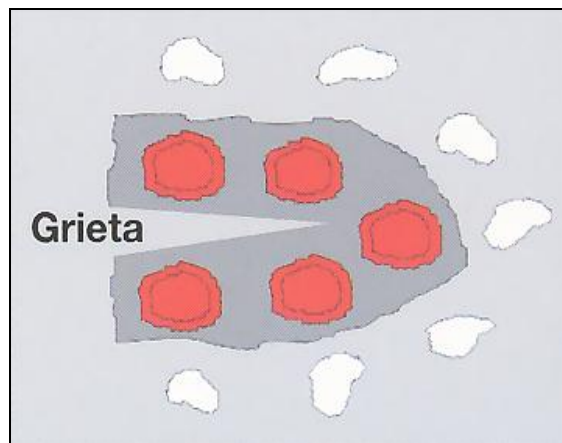


Figura 1.1. Representación del freno de grieta en una zona de transformación.

De este modo, se aumenta localmente la resistencia y se evita la propagación de la fractura. Como en el caso de las aluminosas, son cerámicas muy opacas, con las que únicamente se puede confeccionar la estructura interna de la restauración. Están indicadas para elaborar prótesis fijas totalmente cerámicas en zonas de alto compromiso mecánico. A este grupo pertenecen las cerámicas de circonia metaestable: DC-Zircon<sup>®</sup> (DCS), Cercon<sup>®</sup> (Dentsply), Procera<sup>®</sup> Zirconia (Nobel Biocare), Lava<sup>®</sup> (3M Espe), IPS e.max<sup>®</sup> ZirCAD (Ivoclar), Procera AllZircon<sup>®</sup> (Nobel Biocare) así como In-Ceram<sup>®</sup> Zirconia (Vita), que es de alúmina-circonia metaestable.

### 1. 3. 3. CLASIFICACIÓN POR LA TÉCNICA DE CONFECCIÓN

Según la técnica de confección, pueden ser elaboradas mediante:

- **Técnicas de sinterización:** La porcelana se aplica en capas sucesivas hasta obtener la forma y tamaño deseados, luego se procede a su cocción. Hay tres variaciones de esta técnica, ya que la condensación de la porcelana se puede realizar sobre hoja de platino, sobre cofias metálicas o cerámicas, y sobre muñón refractario. Optec HSP® (Jeneric), Fortress® (Myron Int) o In Ceram® Spinell (Vita) son algunos de los sistemas que se confeccionan mediante esta técnica.
- **Técnicas de sustitución a la cera perdida:** Se basan en el clásico modelado de un patrón de cera, bien de la restauración completa, o exclusivamente de la cofia interna. Una vez confeccionado, se reviste el patrón en cilindros especiales con material de revestimiento refractario, se elimina la cera con calor, y se introduce la porcelana fundida. Este procedimiento aumenta la resistencia de la cerámica porque disminuye la porosidad y proporciona una distribución más uniforme de los cristales en el seno de la matriz. Los sistemas más representativos de este grupo son IPS Empress® I y II e IPS e.max Press ® (Ivoclar).
- **Técnicas asistidas por ordenador:** También llamadas CAD/CAM (Computer Aid Design / Computer Aid Machining). Constan básicamente de tres fases: digitalización, diseño y mecanizado. La digitalización es el registro tridimensional de la preparación dentaria, intraoral o extraoral (modelo), mediante escáner mecánico (con contacto) o bien óptico (sin contacto). Estos datos se transfieren a un ordenador y se realiza el diseño con un software específico. Una vez concluido el diseño, el ordenador da las instrucciones a una unidad de fresado que inicia automáticamente el mecanizado de la estructura. Finalmente, se añade porcelana feldespática convencional mediante capas para terminar la restauración y conseguir la estética deseada. Algunos ejemplos de estos sistemas son: Cerec® (Sirona), Procera® (Nobel Biocare), LAVA® (3M

Espe), DC-Zircon® (DCS), Cercon® (Dentsply), Everest® (Kavo), Hint-Els® (Hint-Els) e IPS e.max® ZirCad (Ivoclar).

## 2. BIOMATERIALES METÁLICOS

### 2. 1. ESTRUCTURA Y PROPIEDADES

Los metales suelen ser duros y brillantes a temperatura ambiente, y tienen una estructura cristalina en la que los átomos están muy compactados. Son opacos y buenos conductores del calor y de la electricidad.<sup>13,14</sup> Las aleaciones más utilizadas en prótesis fija son principalmente nobles y no nobles. El procedimiento mediante el que se trabaja la forma de las aleaciones metálicas en prótesis fija principalmente es el colado. El colado consiste en calentar la aleación hasta que se funde, para poder introducirla en un molde de revestimiento previamente confeccionado a partir de un patrón de cera.<sup>7</sup>

### 2. 2. ALEACIONES NOBLES

Según la ADA son aquellas que poseen, como mínimo, el 25% del peso en metales nobles. Las aleaciones nobles son más utilizadas en restauraciones metal-cerámicas. Fundamentalmente, tienen **base de oro o de paladio**. Con el objetivo de fortalecer la unión del metal y de la cerámica, a estas aleaciones se añaden metales no nobles (<1%), como el estaño, el indio o el hierro, para formar óxidos. El oro proporciona estabilidad superficial, evitando la corrosión y la oxidación. Asimismo, se combina con otros metales para aumentar la resistencia y el punto de fusión.<sup>13</sup> Dentro de las aleaciones nobles, se encuentran las aleaciones de alto contenido en oro, clasificadas en cuatro tipos (del I al IV) según la ADA en función del contenido en oro (de mayor a menor contenido). El **tipo III** (71-79.8% de oro) es el más utilizado en prótesis fija porque son las que presentan la dureza más adecuada.

Sin embargo, debido al elevado coste del oro, se prefieren aleaciones con base de paladio y bajo contenido en oro, que presentan propiedades aceptables, buen comportamiento clínico y menor coste económico. Estas aleaciones presentan propiedades similares a las de las aleaciones de oro tipo III y IV, siendo su densidad menor, factor a tener en cuenta durante el colado. Su resistencia a la corrosión es menor, pero si contienen, al menos un 25% de paladio, la corrosión que sufre durante su uso será prácticamente despreciable.

### 2. 3. ALEACIONES NO NOBLES

También denominadas metal **base**. Según la ADA son aquellas que poseen menos del 25% del peso en metales nobles, aunque en la práctica, la mayoría no contiene ningún metal noble. Las más utilizadas en prótesis fija, para el colado de coronas y puentes son las aleaciones de **cromo-níquel**, que suelen contener un 70-80% de níquel, un 10-25% de cromo y pequeñas cantidades de otros elementos, como molibdeno, silicona, berilio, titanio, etc.<sup>7,13,14</sup> Son materiales muy rígidos con un alto módulo de elasticidad. Su temperatura de fusión suele encontrarse entre 1200 y 1500° C. Su densidad es aproximadamente la mitad de la de las aleaciones de oro. Por este motivo, el colado de aleaciones no nobles debe ser capaz de producir una expansión extra, para lograr que el colado rellene completamente el molde del revestimiento. De todos modos, la estructura metálica colada, ya sea noble o no noble, debe sufrir un tratamiento térmico posterior, para lograr una oxidación superficial que permita el enlace metal-cerámica.<sup>7</sup>

### 3. UNIÓN ENTRE BIOMATERIALES

Se puede definir la **adherencia** como la unión físico-química entre dos materiales. Una buena adherencia entre dos cuerpos implica el desarrollo de una interfase o zona intermedia. Esta interfase situada físicamente entre los dos cuerpos, tendría una naturaleza propia, distinta de la de ambos<sup>15</sup>.

### 3. 1. UNIÓN METAL-CERÁMICA

Fue alrededor de 1950 cuando se unió por primera vez la cerámica dental a una aleación de oro. La restauración metal-cerámica supone la unión de las notables propiedades mecánicas de las aleaciones dentales con las excelentes propiedades estéticas de la porcelana.<sup>9</sup>

La unión metal-cerámica es fundamentalmente de tipo **químico** y se produce gracias a la capa de oxidación híbrida que se forma entre la superficie del metal y la cerámica. Además, existe una unión **mecánica** por mojabilidad de la cerámica sobre la superficie metálica adecuadamente abrasionada para lograr un íntimo contacto; y una unión **compresiva-reológica** por contracción de la cerámica durante el enfriamiento.<sup>15</sup>

Las aleaciones para las restauraciones metal-cerámicas deben tener rangos de fusión superiores a los de la porcelana de recubrimiento, así como un coeficiente de expansión térmica similar. Además, deben contener cierta cantidad de elementos oxidables, necesarios para la formación de enlaces químicos resistentes durante la fase de oxidación inicial, así como durante los sucesivos ciclos de cocción. Sin embargo, esta oxidación no debe menoscabar la biocompatibilidad de las restauraciones, una vez colocadas en la boca del paciente, así como tampoco la resistencia de las mismas frente a las fuerzas masticatorias.<sup>7,15</sup>

### 3. 2. UNIÓN CERAMO-CERÁMICA

Para que se establezca una buena unión entre un núcleo cerámico y la porcelana de recubrimiento, deberían producirse nuevas **fases cristalinas** formadas por reacciones entre los componentes de ambos cuerpos. Para ello, es necesario que la temperatura se eleve lo suficiente, y por esta razón es imprescindible prestar atención a los diferentes ciclos de cocción durante la formación y caracterización de las restauraciones protésicas.<sup>15</sup>

Diversos estudios que han analizado la resistencia en la unión entre diferentes sistemas cerámicos, revelan valores de resistencia que varían entre 23-48 MPa.<sup>16-18</sup> Sin embargo, con la aparición de las restauraciones cerámicas con núcleo de óxido de circonio, se han descrito tasas de desprendimiento de la cerámica de recubrimiento (*chipping*) de hasta un 15% tras dos años de uso clínico<sup>19</sup>. Así pues, pese a la elevada resistencia mecánica de la circonia, su unión a la porcelana de recubrimiento es baja, en torno a 29 Mpa, en comparación con otros sistemas como IPS Empress®, que presenta valores en torno a 45 MPa.<sup>16</sup>

Al realizar estudios de mojabilidad mediante microscopía de calefacción en especímenes de circonia recubiertos con sus respectivas cerámicas de recubrimiento, se ha observado que los ciclos de cocción, aconsejados por las casas comerciales, no logran una completa mojabilidad del recubrimiento sobre el núcleo. De todos modos, al realizar pruebas de carga con indentaciones Vickers, se ha observado que la unión núcleo-recubrimiento es buena, ya que las grietas generadas por el indentador (tanto en el recubrimiento como en el núcleo) atraviesan la interfase sin interrumpirse; es decir, las grietas nunca avanzan a través de la propia interfase, hecho que indicaría que se trata de una zona de baja resistencia y que el núcleo y el recubrimiento no estaban unidos de manera íntima.<sup>20</sup>

#### 4. ANÁLISIS DE BIOMATERIALES

El término “**biomaterial**” fue definido en 1986 por la *European Society for Biomaterials*, como materiales empleados en los dispositivos médicos que tienen como fin interactuar con sistemas biológicos. Lo que se pretende con el uso de los biomateriales es sustituir la totalidad o parte de un tejido (en el caso



de una prótesis dental fija, tejido dentario) por otro material, para lo cual es condición imprescindible que dicho material sea biocompatible.<sup>21,22</sup>

Etimológicamente, el término biocompatibilidad procede de “**bio**”, relativo a la vida, y “**compatible**”, que tiene aptitud o proporción para unirse o concurrir en un mismo lugar o sujeto. Por lo tanto, biocompatibilidad puede definirse como el estado en el cual un material se encuentra en íntimo contacto con un organismo vivo, ejerciendo su función sin dañarlo y sin ser dañado por él.<sup>22</sup> Para que un material sea biocompatible es necesario que no sea tóxico, que desempeñe la función del tejido al que sustituye, y que resista funcional y estructuralmente.<sup>22,23</sup>

La cavidad oral delimita el medio interno y participa en las funciones de ingestión, masticación, deglución, fonación y respiración. Por ello, posee unas características muy específicas, que van a ser responsables de una serie de procesos fisiológicos pero que a la vez, van a influir en el comportamiento de los biomateriales alojados en su interior. Entre ellas, podemos destacar las siguientes:<sup>23</sup>

- **Disolución:** Por la presencia de saliva.
- **Corrosión:** Es la pérdida de estructura superficial por reacciones electroquímicas entre la saliva y las diversas sustancias que pueden encontrarse en la boca. Afecta fundamentalmente a los metales y para disminuirla es conveniente utilizar aleaciones pasivadas con cromo o metales nobles.
- **Degradación:** Producida porque la humedad de la boca no es constante, sino que se combina con ciclos de desecación como consecuencia de la entrada y salida de aire seco desde los pulmones.
- **Fatiga:** Principal causa de fracturas y deformaciones permanentes, como consecuencia de la presencia de múltiples tensiones originadas por la acción de fuerzas con magnitud, dirección y frecuencia muy variables, como son las fuerzas oclusales, la presión muscular que ejercen labios, lengua y mejillas, o las originadas durante la erupción.

- **Fractura:** Es el fallo cohesivo en un material.
- **Desgaste:** Es la pérdida de estructura superficial debida a fuerzas mecánicas, principalmente las fuerzas oclusales. Depende de la dureza, rigidez y ductilidad del material. Entre dos superficies en contacto, siempre se produce desgaste del material con menor resistencia. Para que éste sea mínimo, conviene que ambas superficies tengan la misma resistencia al desgaste.
- **Contracciones y dilataciones:** Producidas por cambios bruscos de temperatura. Aunque la boca está generalmente a temperatura corporal (37° C), con la ingesta de alimentos fríos o calientes, y la respiración de aire frío, esta temperatura puede oscilar entre 0 y 60°C.
- **Solubilidad y tinciones** producidas por cambios de pH y otras reacciones químicas entre distintas sustancias que pueden encontrarse en la boca, dada la alimentación omnívora de los seres humanos.
- **Microfiltraciones bacterianas:** Por la presencia de numerosos tipos de bacterias presentes en la cavidad oral.

A continuación, se describirán brevemente las principales propiedades que presentan los biomateriales.

#### 4. 1. PROPIEDADES MECÁNICAS

Los biomateriales que se utilizan en prótesis fija sustituyen, en parte o en su totalidad al diente. Como ya se ha descrito, durante la fonación, deglución y masticación, los dientes se hallan sometidos a múltiples tensiones, por lo tanto, los biomateriales también lo estarán. De ahí, que las propiedades mecánicas que deben tener sean adecuadas: **resistencia**, **límite elástico** y **ductilidad** igual o superior a los del esmalte y/o dentina, igual al de la dentina y dureza igual o inferior a la del esmalte.

Estas propiedades se suelen caracterizar básicamente por la relación

tensión-deformación. La **tensión** ( $T$ ) es la fuerza interna por unidad de superficie de un material, igual y opuesta a la carga o fuerza aplicada por unidad de superficie. Se mide en pascales (Pa), equivalentes a ( $\text{N/m}^2$ ), y se expresa mediante la siguiente fórmula:

$$T = \frac{F}{S}$$

Donde  $F$  es la carga o fuerza aplicada y  $S$  es el área de sección transversal del material sobre el que se aplica la fuerza.

La fuerza aplicada conlleva un cambio, aunque sea mínimo, en las dimensiones del material. Éste fenómeno se llama deformación ( $D$ ) y se expresa como:

$$D = \frac{\Delta L}{L}$$

Donde  $D$  es la deformación,  $\Delta L$  es el cambio en longitud y  $L$  es la longitud original.

Además, la relación entre el incremento en longitud (deformación axial) y la disminución en la sección transversal (deformación lateral), al someter un material a una fuerza de tracción, se expresa mediante el **coeficiente de Poisson** ( $\mu$ ):

La **deformación** que sufre un cuerpo al aplicarle una fuerza puede ser de dos tipos: **elástica** o no permanente y **plástica** o permanente. Si el material vuelve a su longitud original después de cesar la carga, la deformación es elástica. Si existe un cambio permanente en la forma, se trata de una deformación plástica. El grado de recuperación de la deformación está en función de las propiedades elásticas de los materiales.

Un cuerpo puede ser sometido a tensión aplicándole fuerzas de compresión, de tracción, tangenciales o rotacionales. Éstos son patrones simples de fuerzas, pero al igual que ocurre en boca, en la mayoría de las pruebas de resistencia, estas fuerzas se combinan originando patrones más complejos. La relación entre tensión y deformación, puede representarse gráficamente, como muestra la figura 1.2. y suele utilizarse para caracterizar las propiedades mecánicas de los materiales.

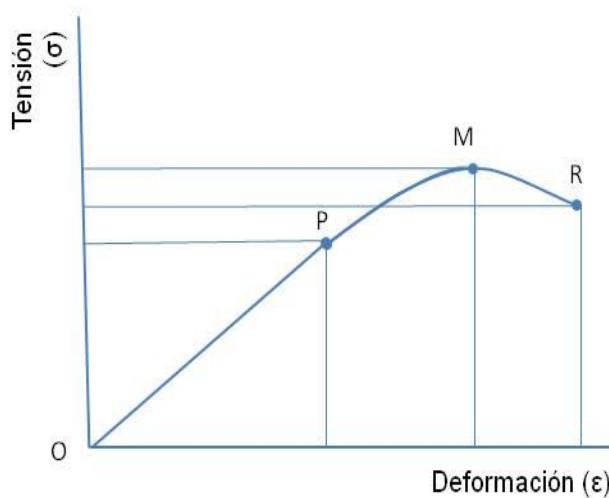


Figura 1.2. Gráfica de Tension / Deformación.

La pendiente de la porción lineal de la gráfica (entre los puntos O y P) indica la rigidez del material, y se denomina **módulo de elasticidad** o **módulo de Young** ( $E$ ). El módulo de elasticidad, también llamado módulo de flexión, se define como la proporción existente entre la tensión a que se somete el material y la deformación reversible o elástica que éste sufre, se expresa en pascales (Pa) y si la fuerza aplicada cesa, el material recupera su forma original. Una pendiente pronunciada, se corresponde con valores elevados del módulo de elasticidad, siendo el material más rígido. Al contrario, cuanto menor sea el módulo, más flexibilidad habrá.

El área bajo la porción lineal de esta gráfica determina la **resiliencia**, o energía que un material es capaz de absorber sin sufrir deformación

permanente. La resiliencia, que suele expresarse en  $\text{J/m}^3$  se relaciona con la capacidad abrasiva de un material y puede pronosticar el grado de abrasión de un material durante la masticación. Cuanto mayor sea este módulo, menor será su capacidad abrasiva.

Al incrementar la tensión en el material, llega un momento, representado por el punto P en la gráfica, a partir del cual la tensión ya no es proporcional a la deformación, y cuando cesa el esfuerzo, el material ya no recupera su forma original. Este punto P se corresponde con el límite proporcional o **límite elástico** ( $\delta E$ ) y se define como la máxima tensión que es proporcional a la deformación. También se expresa en pascales y traduce la elasticidad de un material, un material es más elástico cuanto mayor es su límite proporcional.

Se puede seguir aumentando la tensión, hasta que el material se fractura, en el punto R de la gráfica. La tensión en el punto R es la **tensión de fractura** o de ruptura ( $\delta M$ ), donde M es la máxima carga unitaria de fractura. La tensión de fractura traduce la resistencia a la fractura o resistencia/debilidad al medio, lo contrario de resistente es débil. En los ensayos de tracción, el punto de tensión de fractura corresponde con la resistencia a la tracción, que es la máxima fuerza que un material puede soportar en tracción sin fracturarse. Se expresa como límite de resistencia a la tracción y se mide en pascales. El grado de deformación en los ensayos de tracción, indica la **ductilidad** del material, que es la posibilidad de la forma de alambre en muchos metales. Por otro lado, en los ensayos de compresión, el punto de tensión de fractura se corresponde con el valor de **resistencia a la compresión**, que es la máxima fuerza que un material puede soportar por compresión sin romperse, este valor se corresponde con la **maleabilidad**, definida como la posibilidad de deformar un material metálico para hacer láminas finas. Ductilidad y maleabilidad están íntimamente relacionadas entre sí, y son lo contrario de **fragilidad**.

Por otro lado, conviene recordar que los materiales que utilizamos en prótesis fija, están sometidos a tensiones intermitentes durante un largo tiempo. Estas tensiones, aunque sean mucho menores que la tensión de fractura, pueden provocar el fallo del material por un proceso de **fatiga**. El fenómeno de

fatiga consiste en un debilitamiento del material debido a la tensión cíclica que sufre y se debe a que el material sometido a la carga cíclica no es homogéneo, es decir, se compone de diversos componentes con diversas propiedades físicas. Por lo tanto, bajo una misma carga, unos componentes sufrirán deformación plástica, otros elástica y otros se romperán. Esto, continuado en el tiempo, conlleva la formación de microgrietas en la superficie, posiblemente provocadas por la concentración de tensión en un defecto de superficie o debido a la forma de la restauración. La grieta se propaga lentamente hasta que se fractura. Es frecuente que la fractura final se produzca a un nivel de tensión bastante bajo, hecho que suele sorprender a los pacientes, que se quejan de que “se les ha roto comiendo algo blando”.

La resistencia a la fractura es un factor determinante del éxito clínico de una restauración. La norma ISO 6782 establece 100 MPa como valor límite aceptable. Sin embargo, nos parece más adecuado utilizar como punto de referencia la resistencia de las restauraciones metal-cerámicas, que está comprendida entre 400 y 600 MPa.<sup>54</sup> De este modo, podemos clasificar a las cerámicas sin metal en tres grupos:<sup>11</sup>

- **Baja resistencia** (100-300 MPa): En el que se sitúan las cerámicas feldespáticas.
- **Media resistencia** (300-700 MPa): Representado por las cerámicas aluminosas, aunque también incluimos a las feldespáticas de alta resistencia de última generación (IPS Empress II e IPS e.max Press/CAD).
- **Alta resistencia** (> 700 MPa): En el que quedarían encuadradas todas las cerámicas de óxido de circonio.

Sin embargo, no podemos olvidar que las restauraciones en prótesis fija, excepcionalmente son monolaminares, es decir, compuestas por un único material. Lo más frecuente es que sean **bilaminares** y consten de **núcleo** (metálico o cerámico) y de un **recubrimiento**, con propiedades mecánicas muy

distintas. Es por ello, que restauraciones con núcleo cerámico de circonia, no son tan resistentes como cabría esperar de los resultados in vitro.<sup>55</sup> Cuanto más frágil es el núcleo, mayor es el refuerzo que ejerce la porcelana de recubrimiento, a medida que aumenta la tenacidad, se pierde el efecto de blindaje que ejerce el recubrimiento.<sup>11</sup>

Otro factor a tener en cuenta, además de las propiedades de los materiales con que están confeccionadas, es la idiosincrasia de la cavidad oral (condiciones de humedad, cambios bruscos de temperatura, presencia de saliva, etc) que influye y puede variar la resistencia a la fractura de dichos materiales.

Clásicamente se han utilizado test de flexión uniaxial con barras sobre tres o cuatro puntos de apoyo para evaluar la resistencia de los materiales utilizados en prótesis dentales. Sin embargo, en la mayoría de aplicaciones prostodóncicas, existe un momento de flexión biaxial. Por ello, en los últimos años, se ha optado más por **tests de resistencia biaxial**, tales como pistón en anillo, pistón en tres bolas (Fig. 1.3) o anillo en anillo para medir la resistencia de estos biomateriales.<sup>51,53</sup>

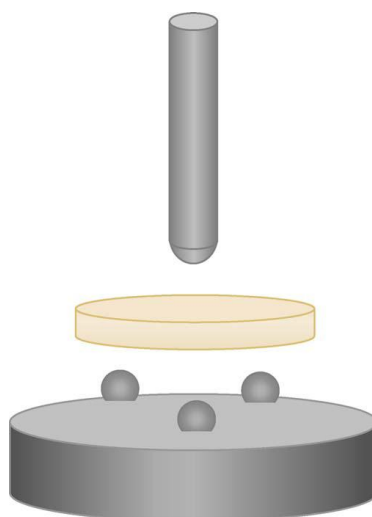


Figura 1.3. Representación esquemática de un ensayo de resistencia biaxial tipo “pistón en tres bolas”.

Otra propiedad mecánica fundamental de los biomateriales utilizados en la confección de prótesis fijas es la dureza. La **dureza** de un material indica la resistencia a la penetración o hendidura. Su magnitud se expresa como valor de dureza o número de dureza, cuyo valor depende del método utilizado para su evaluación. Hay tantas durezas como métodos de medida, tales como dureza Brinell, dureza Rockwell o dureza Vickers. En general, valores bajos de número de dureza indican un material blando y viceversa. Se puede decir que los materiales más duros son más difíciles de pulir por medios mecánicos y más resistentes a la abrasión.

#### 4. 2. PROPIEDADES TÉRMICAS

Las propiedades térmicas de un material odontológico son importantes por los cambios térmicos que tienen lugar en el medio oral debido a la alimentación y a la respiración. De este modo, las restauraciones sufren oscilaciones de temperatura desde los 37° C, que es la temperatura aproximada de la cavidad oral, hasta 2-3° C que puede tener un granizado de limón, o hasta los 50-60° C de una sopa caliente. Por ello es conveniente conocer las propiedades térmicas de los biomateriales, por la elevación de la temperatura que pueden alcanzar los propios materiales, con la consiguiente repercusión sobre los tejidos vivos, así como por los cambios dimensionales que suelen provocar los cambios térmicos.

Algunas de estas propiedades son:

- **Conducción térmica:** es el paso de calor de un cuerpo a otro por contacto directo o contigüidad entre ambos. Por este mecanismo un alimento o bebida caliente hace que suba la temperatura de las restauraciones metálicas que pueda haber en la boca, al igual que una restauración metálica caliente puede hacer llegar una elevación de la temperatura al complejo dentino-pulpar.



- **Conductividad térmica:** es la capacidad de un material para transmitir el calor, medida como la velocidad a la que viaja el calor, a través de un centímetro de espesor del material, cuando un extremo del material se mantiene a una temperatura constante  $1^{\circ}\text{C}$  por encima del extremo opuesto. Se expresa en  $\text{cal cm/cm}^2\text{s}^{\circ}\text{C}$
- **Difusividad térmica:** hace referencia a la cantidad de calor que es necesario para aumentar la temperatura de un material y está intimamente relacionada con la conductividad térmica. Esta propiedad es útil, por ejemplo, para saber cuánto tarda el interior de una corona en alcanzar la temperatura del exterior. Se expresa en  $\text{mm}^2/\text{s}$ .
- **Expansión térmica:** es la medida del aumento de tamaño de un material producido por un aumento de temperatura. El coeficiente de expansión térmica se expresa en unidades de longitud/ $^{\circ}\text{C}$ . Esta propiedad es muy importante en numerosas situaciones en odontología, por ejemplo, la cerámica y el metal de una restauración metalcerámica deben contraer a similar velocidad durante el enfriado tras la cocción a la temperatura de fusión de la porcelana con el fin de evitar la aparición de estrés residual.

#### 4. 3. PROPIEDADES QUÍMICAS

Los materiales odontológicos son sustancias que pueden manejarse en diferentes presentaciones y frente a las más diversas condiciones, pudiendo participar en numerosas reacciones químicas. Estas reacciones, a veces son deseadas, como es el caso del fraguado de un material de impresión o la liberación de flúor por parte de algunos cementos y otras no son deseables y se hace necesario evitarlas como por ejemplo los fenómenos de corrosión en presencia de saliva que sufren algunos materiales restauradores.

De los materiales utilizados en Odontología, los menos estables o más reactivos son los metales, a excepción de los nobles y los más estables

son muchos de los orgánicos, como polímeros o ceras y gran parte de los inorgánicos, probablemente los más estables sean las cerámicas, seguidos de los polímeros.

La forma de iniciarse una reacción puede, en el medio odontológico, ser muy variable. En unos casos es un inicio espontáneo, por ejemplo, la formación de una película de óxido sobre la superficie de un metal y en otros se produce por la presencia de un activador como son el calor o la luz en el caso de las resinas termo o fotopolimerizables respectivamente. Un aspecto importante a tener en cuenta es que de manera casi indefectible, toda reacción química se acompaña de cambios volumétricos, unas veces (las más) contracciones y otras expansiones. También en ocasiones producen aumento de temperatura (reacciones exotérmicas), variaciones del pH y residuos tóxicos y/o irritantes.

Ya comentamos en el apartado “Análisis de los biomateriales” la importancia de los mecanismos de degradación y envejecimiento de los materiales dentales. En la mayoría de ellos intervienen reacciones químicas, tales como oxidación y corrosión en los metales; hidrólisis, ionización, deshidrogenación en los polímeros o solubilización en los cementos; cuya descripción consideramos fuera de los objetivos de nuestro trabajo.

Por último, mencionar por la revolución que supuso en Odontología, especialmente en el área restauradora, la **adhesión química**, entendida ésta como la formación de un compuesto químico resultante de la unión de dos o más materiales mediante enlaces iónicos o covalentes entre sus respectivas moléculas. El ejemplo más representativo de este fenómeno es la adhesión de resinas compuestas al diente.

#### 4. 4. PROPIEDADES REOLÓGICAS

Se entiende por **reología** el estudio del flujo de los materiales o mecánica de los cuerpos deformables. Una de las principales propiedades de dichos materiales es la **viscoelasticidad**, que consiste en una elasticidad amortiguada o enlentecida, es decir, dependiente del tiempo. Esta propiedad es fundamental en los biomateriales que se utilizan para toma de impresiones y positivado de modelos. También es interesante la utilización de biomateriales, por ejemplo algunos cementos o materiales de obturación, que se manejan en estado plástico y que fluyen adecuadamente sobre una superficie, resultando suficientemente espesos como para no derramarse o esparcirse y a la vez suficientemente líquidos para alcanzar todos los recovecos.

#### 4. 5. PROPIEDADES ELÉCTRICAS

La interacción entre materiales artificiales y tejidos y fluidos biológicos puede desencadenar actividad bioeléctrica. Dentro de los biomateriales, los metales son los que pueden desarrollar acciones más importantes y determinar repercusiones clínicas locales o generales de cierta entidad. Esto es debido a que al entrar en contacto un metal con un líquido o tejido biológico como la saliva o el hueso, éste último puede actuar como un electrolito y conducir la electricidad o ser descompuesto por ella. Los metales presentan distintas capacidades reactivas, que se cuantifican en relación al hidrógeno al que se le asigna el valor 0. Los metales más activos se consideran con tendencia o características anódicas (ceden electrones, se oxidan, se disuelven). Los metales nobles son poco activos y se consideran con características catódicas. Cuando se sumergen dos metales de distintas capacidades reactivas en una solución electrolítica se establece el paso de una pequeña corriente de electrones desde el ánodo hasta el cátodo. Este es uno de los motivos por los que pueden aparecer fenómenos de corrosión por la existencia de restauraciones de distintos metales próximas en la boca que los

pacientes refieren como pigmentaciones o sensación de sabor metálico. Pero estos fenómenos también pueden deberse a diversas causas como presencia de impurezas en forma de metales extraños, existencia de soldaduras, zonas muy próximas en la boca con diferente composición y acidez de la saliva.

Incluso una superficie metálica rugosa o mal pulida puede ser origen de fenómenos de corrosión importantes porque se favorece el depósito de placa bacteriana y residuos alimenticios, la presencia de depresiones, surcos o irregularidades bañadas por el electrolito salival crea diferencias de potenciales entre las zonas superficiales y profundas apareciendo el fenómeno de corrosión. Por todo ello, además de por motivos estéticos, se ha tratado de sustituir o recubrir los metales con materiales cerámicos.

Por otro lado, la **electrólisis**, es decir, la separación o descomposición mediante la electricidad no siempre es perjudicial. Existen procedimientos que principalmente ocurren en el laboratorio dental en los que es útil, como por ejemplo la electrodeposición o galvanoplastia, pulido electrolítico, decapado electrolítico para eliminar capas de óxido o grabado electrolítico para obtener microrretenciones.

#### 4. 6. PROPIEDADES ÓPTICAS

Son fundamentales en la utilización de los biomateriales para lograr una correcta rehabilitación estética oral. El aspecto de los biomateriales depende fundamentalmente del color, tinción o pigmentación propia de dicho material, de su estructura y naturaleza física y por último de las características de su superficie.

El **color** es la zona del espectro electromagnético que resulta visible para el ojo humano y está comprendida aproximadamente entre los 400 y los

800 nanómetros. Pero para identificar colores no es suficiente con la longitud de onda, ya que los cuerpos naturales o artificiales suelen tener una composición compleja y no presentan en la práctica un color puro. Por ello se utilizan tres dimensiones o coordenadas para definir un color determinado: tinte (tono, tonalidad o matiz) que viene definido por la longitud de onda, valor (brillo o luminosidad), o cantidad de gris e intensidad (saturación o contraste), que hace alusión a la cantidad o potencia del color.

Las **características estructurales** que intervienen en la apreciación visual de los colores son principalmente la traslucidez o cantidad de luz que pasa a través de un determinado grosor del material, la refracción o velocidad y dirección de la luz al incidir sobre el material y la dispersión óptica o descomposición de la luz en sus diferentes colores del espectro.

La forma de apreciar el color también depende que la superficie sea **lisa o rugosa**, tenga brillo o sea mate, ya que la luz provocará al incidir sobre ella diferentes fenómenos como reflexión o difusión dependiendo de estas características.

#### 4. 7. PROPIEDADES SUPERFICIALES

La superficie es la separación entre dos fases y las propiedades superficiales dependen de las sustancias en contacto. Entre estas propiedades, podemos destacar la tensión superficial, capilaridad, humectabilidad y ángulo de contacto, que son más características de los líquidos, y la rugosidad, a la que dedicaremos un apartado especial, por ser ésta la propiedad analizada en el presente estudio.

## 5. RUGOSIDAD

La rugosidad es una propiedad superficial que influye en aspectos como la adhesión, la retención de microorganismos o el pulido de las restauraciones. La rugosidad expresa las irregularidades existentes en una superficie.<sup>26</sup> Su cuantificación más común se realiza en micrómetros ( $\mu\text{m}$ ).

### 5. 1. IMPORTANCIA CLÍNICA DE LA RUGOSIDAD

Las superficies cerámicas en prótesis fija poseen un color, brillo y translucidez muy similares a los de los dientes. Además, son materiales frágiles pero de gran dureza y químicamente inertes.<sup>27</sup> Debido a esta dureza, que es superior a la del esmalte dentario, pueden provocar el desgaste del diente antagonista. Por este motivo, es necesario que la superficie cerámica sea lisa, ya que cuanto más rugosa sea, mayor es el desgaste del diente antagonista.<sup>28</sup>

Además, el coeficiente de fricción y, en consecuencia, el desgaste de las superficies porosas aumentan en medio húmedo, como ocurre con la presencia de saliva. Por ello, una superficie lisa y pulida es imprescindible para alcanzar la estética y resistencia a la fractura deseadas,<sup>29-31</sup> así como para evitar la formación de placa bacteriana.<sup>32</sup> Por este motivo, una vez confeccionada la restauración, se debe realizar alguno de estos tres procedimientos<sup>33</sup>:

- **Glaseado extrínseco, habitual o sobreglaseado:** se realiza empleando un polvo de vidrio y líquido facilitado por las propias casas comerciales. Se mezclan hasta conseguir un fluido suficientemente viscoso para que no fluya hacia las zonas de mayor declive, se aplica en superficie y se cuece, a presión atmosférica, unos 50-80°C por debajo de la temperatura de cocción de la porcelana de cuerpo. Como la porcelana de glaseado tiene un coeficiente de expansión térmica menor que el de la porcelana subyacente, se generan unas fuerzas compresivas que evitan que las fisuras se propaguen tanto en superficie como en profundidad.

- **Glaseado intrínseco**, también denominado **autoglaseado**: consiste en derretir levemente la capa más externa de la restauración. Se realiza con una cocción a presión atmosférica, elevando rápidamente la temperatura hasta el punto de fusión, de modo que funda la matriz vítrea, la cual fluye y cubre la cerámica dando lugar a una superficie lisa y brillante.
- **Pulido mecánico de la superficie**: se realiza con gomas, tiras y/o pastas pulidoras de grano progresivamente decreciente. Las partículas abrasivas suelen ser polvo de diamante

La observación bajo microscopía electrónica de barrido de superficies glaseadas extrínseca e intrínsecamente, proporciona imágenes diferentes. En un caso (glaseado extrínseco) da lugar a discretos resaltes y en el otro (autoglaseado) a leves depresiones, pero siempre de contornos suaves clínicamente aceptables. Por otro lado, se ha propugnado el pulido mecánico de la restauración en fase de bizcocho en vez de su glaseado por múltiples razones, entre ellas destaca la distorsión de las caras oclusales que se produce durante la cocción de glaseado. Sin embargo, con una técnica adecuada se puede considerar que esta modificación de la morfología oclusal es despreciable. Por todo ello, podemos considerar que clínicamente con los tres tipos descritos de acabado se obtienen resultados clínicamente aceptables.

## 5. 2. CONCEPTO DE RUGOSIDAD SUPERFICIAL

Todas las superficies contienen irregularidades o asperezas de diferente longitud de onda, que se superponen a la forma de la pieza y definen su topografía. Éstas, se pueden clasificar en tres categorías: rugosidad, ondulación y error de forma.<sup>34</sup> La **rugosidad** incluye las irregularidades de corto alcance en el espacio y la textura superficial. Está creada por valles y picos de amplitud variable y espaciado superior a las dimensiones moleculares. La **ondulación superficial** consiste en irregularidades de la superficie de espaciado superior a la rugosidad, mientras que el **error de forma** es una

desviación grande de la forma nominal de la pieza (Fig. 1.4).<sup>35</sup>

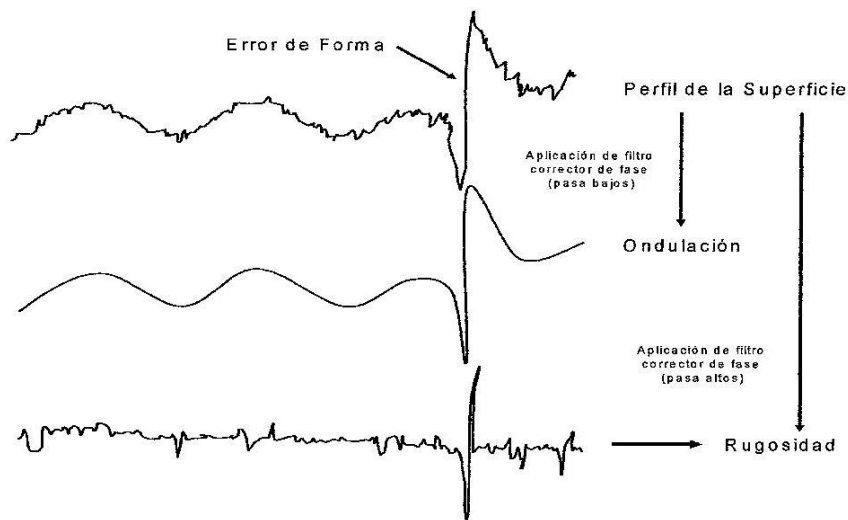


Figura 1.4. Esquema de las tres categorías de irregularidades que puede presentar una superficie.

Las técnicas cuantitativas de medida de la rugosidad usan filtros de corrección de fase (en la mayoría de casos de tipo Gaussiano) para separar la ondulación y los errores de forma de la rugosidad.<sup>36</sup> Las irregularidades superficiales, es decir, la rugosidad es el resultado acumulativo de algunos o todos de los siguientes factores: la estructura cristalina, el proceso de fabricación y los tratamientos que se aplican a la superficie, tales como el glaseado extrínseco, intrínseco o pulido mecánico de la cerámica.

### 5. 3. MEDICIÓN DE LA RUGOSIDAD SUPERFICIAL

La rugosidad superficial se puede describir y cuantificar por métodos topográficos y se puede expresar como el resultado de mediciones sobre el perfil (2D o 3D) de la superficie.<sup>35</sup> Existen muchas técnicas de caracterización de la rugosidad superficial, algunas de ellas más sofisticadas y otras que sólo proveen una información limitada.<sup>35-43</sup> A continuación, se expone una breve descripción de los métodos más utilizados.



### 5. 3. 1. MÉTODOS A ESCALA MACRO/MICROMÉTRICA

Dentro de este grupo, podemos diferenciar los métodos de comparación y los métodos cuantitativos (Fig. 1.5). Entre los métodos de comparación, el más utilizado es el táctil, que consiste en una punta palpadora de diamante que recorre una determinada longitud de la muestra.

Los métodos cuantitativos se dividen, a su vez, en ópticos y de contacto. Los métodos de medición por contacto consisten en arrastrar un lápiz óptico a lo largo de la superficie. Entre ellos destacan la réplica y la perfilometría mediante rugosímetro. Su principal inconveniente es que la física del instrumento de medida puede tener un gran efecto en los datos, ya sea porque pueda rayar la superficie medida, alterar las puntas de los picos más afilados, o bien porque debido a su forma y tamaño, el lápiz no pueda alcanzar el fondo de los valles más profundos.

Los principales métodos de medición ópticos son: sección óptica, perfilometría, interferometría y la microscopía confocal. Los inconvenientes que presentan están ligados a las propiedades de la luz, tales como reflejos, brillos o longitudes de onda inadecuadas.

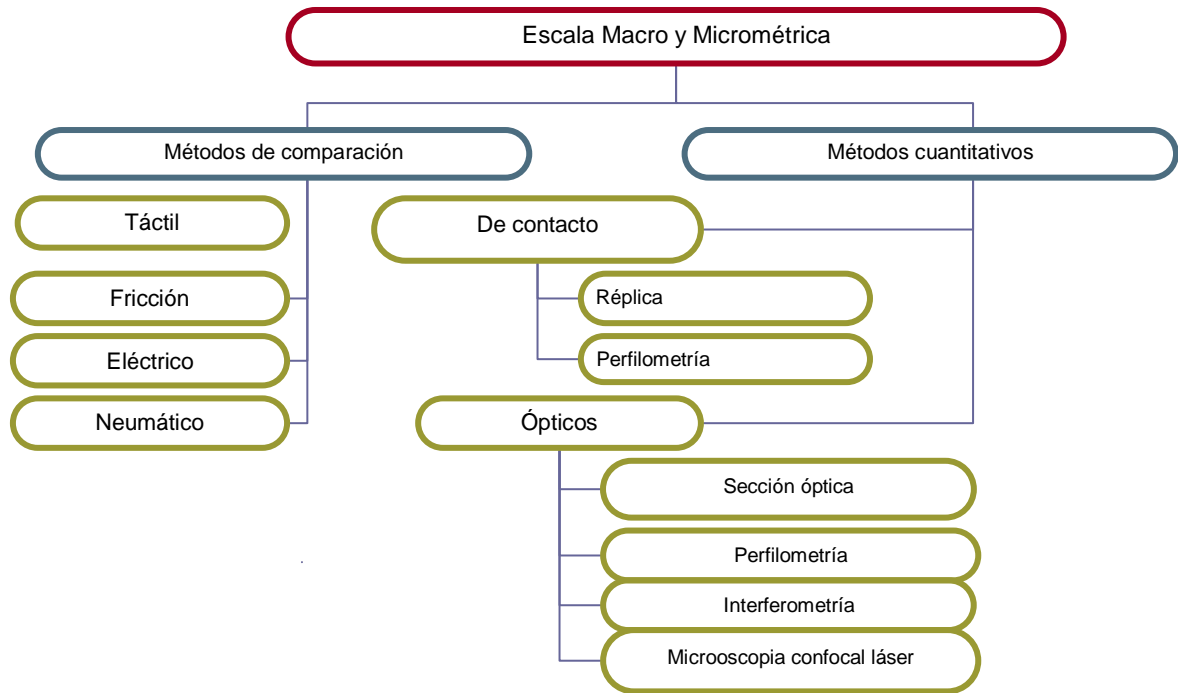


Figura 1.5. Esquema de los métodos existentes para medir la rugosidad superficial a escala macro y micrométrica.

### 5. 3. 2. MÉTODOS A ESCALA MICRO/NANOMÉTRICA

Podemos distinguir, por un lado, la microscopía electrónica, que es un método no cuantitativo y por otro, la microscopía por sonda, que es un método cuantitativo (Fig. 1.6). La microscopía por sonda engloba diferentes métodos e instrumentos con capacidad para medir la rugosidad superficial cuantitativamente. Los más utilizados son:

- **Microscopía de efecto túnel** (*Scanning Tunneling Microscopy, STM*): Es un instrumento de medición a nivel atómico. El mecanismo se basa en hacer pasar una corriente eléctrica desde una punta palpadora a través de la superficie a medir. El STM se puede utilizar no sólo a alto

vacío, sino también en el aire, en líquidos y en gas. Esta técnica presenta algunos inconvenientes como la necesidad de superficies extremadamente limpias y conductoras, puntas afiladas, excelente control de la vibración, electrónica sofisticada, etc.

- **Microscopía de fuerza atómica** (*Atomic Force Microscopy, AFM*): Es una evolución del anterior sistema. Consiste en medir la rugosidad a través de la deformación de una punta palpadora (generalmente, de silicio) unida a un arco en contacto con la superficie de la muestra. Puede utilizarse para medir superficies no conductoras.

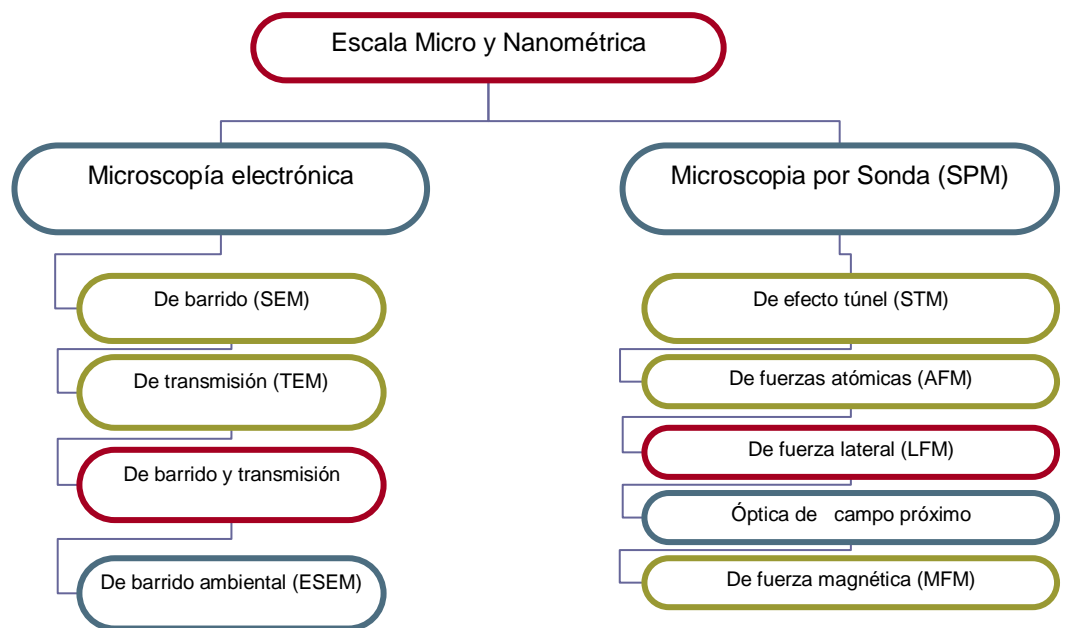


Figura 1.6. Esquema de los métodos existentes para medir la rugosidad superficial a escala micro y nanométrica.

### 5. 3. 3. PROCEDIMIENTO DE MEDICIÓN DE LA RUGOSIDAD SUPERFICIAL

Para la caracterización de la topografía superficial, se deben seguir tres pasos de manera rutinaria: confirmación de la limpieza de la superficie, observación por microscopía y cuantificación de la rugosidad, empleando un método que de resultados en el nivel de análisis deseado.

Método (Ambiente)	Ventajas	Inconvenientes
Perfilometría con punta palpadora (Aire)	Muy utilizada. Normalizada (ISO o DIN). Posibilidad de obtener perfiles bidimensionales de entre mm y cm con facilidad.	Resolución lateral limitada. Deforma las superficies blandas. Poco común para la caracterización tridimensional.
Perfilometría con punta láser u óptica (Aire)	No contacto mecánico: No destructiva. Obtención rápida de perfiles bidimensionales. Resolución vertical: 50 nm. Resolución lateral: 1 µm. Posibilidad de obtener perfiles bidimensionales de entre mm y cm con facilidad.	Artefactos: Efectos ópticos en cantos agudos y reflexiones en áreas localmente brillantes. Muy lenta para conseguir perfiles tridimensionales (horas). Requiere superficies reflectoras.
Microscopía interferométrica (Aire)	No hay contacto mecánico: No destructiva. Obtención rápida de perfiles tridimensionales. Resolución vertical: 1 nm. Resolución lateral: 0.2 µm.	Para altas resoluciones laterales, sólo es posible medir áreas muy pequeñas. Para grandes áreas se debe combinar, añadiendo imágenes de alta resolución.
Microscopía confocal láser (Aire, alto vacío)	No hay contacto mecánico: No destructiva. Resolución vertical: 500 nm. Resolución lateral: 0.25 µm.	Artefactos: Para pendientes >20° Requiere superficies reflectoras. Para altas resoluciones laterales, sólo es posible medir áreas muy pequeñas.
Microscopía electrónica de barrido (Alto vacío)	Alta resolución vertical: 1 nm. Alta resolución lateral: 10 nm. Alta profundidad de foco. Información morfológica Análisis químico local (Energía de Dispersión de Rayos X)	No proporciona información cuantitativa. Necesidad de recubrir las muestras no conductoras. Trabaja sólo en vacío.
Microscopía electrónica de barrido ambiental (Bajo vacío, con o sin vapor de agua)	Alta resolución vertical: 1 nm. Alta resolución lateral: 10 nm Alta profundidad de foco. Información morfológica. Posibilidad de observar muestras hidratadas. Posibilidad de observar muestras no conductoras.	No proporciona información cuantitativa.
Microscopía de fuerzas atómicas (Aire o vacío)	La más alta resolución, tanto vertical como lateral. Alta versatilidad en términos de condiciones de medida en diversos ambientes.	Limitado rango en dirección Z, (problemas con la rugosidad elevada). Artefactos: Distorsión de la superficie por la forma de la punta, particularmente para superficies con relación de aspecto elevada. Generalmente sólo se miden pequeñas áreas.

Tabla 1.1. Ventajas e inconvenientes de los métodos de medición de la rugosidad superficial.

En la tabla 1.1, se detallan las principales tecnologías aplicables para la caracterización de la rugosidad. Como ya señalamos, su cuantificación más común se realiza en micrómetros ( $\mu\text{m}$ ). Asimismo, para describir la rugosidad superficial, es conveniente utilizar más de un parámetro, entre los que podemos destacar:<sup>31</sup>

- **R<sub>a</sub>**: Media aritmética de todas las distancias absolutas del perfil de rugosidad.
- **R<sub>y</sub>**: Pico máximo de desnivel.
- **R<sub>z</sub>**: Media de los cinco picos máximos de desnivel en altura.
- **R<sub>pm</sub>**: Media de los surcos de cinco longitudes de muestras consecutivas.

#### 5. 4. ABRASIÓN

La abrasión es un proceso que resulta de desgastar la superficie de un material por medio de la interacción con otro material (habitualmente más duro) rayándolo, tallándolo, friccionándolo o por otros medios mecánicos, con poco daño y, si es posible, disipando el calor generado en el proceso. El material que provoca el desgaste se llama abrasivo y el material abrasionado se conoce como sustrato.

El fresado consiste en una reducción de la superficie del sustrato mediante el procedimiento de abrasión. Normalmente se utilizan abrasivos con partículas grandes. El pulido es el proceso de convertir una superficie rugosa en lisa al tacto y brillante. Normalmente se realiza después de la abrasión y se diferencia simplemente en el grado. Para ello, se emplean partículas mucho más finas.<sup>7,14</sup>

Para abrasionar y pulir superficies cerámicas en Odontología, se utilizan

diferentes agentes abrasivos: diamante, carburo de tungsteno, carburo de sílice, óxido de aluminio o cuarzo. Normalmente, se utilizan en forma de partículas de diferentes formas y tamaños, que pueden presentarse en forma de polvo o pasta, mezclado con agua, glicerina u otra sustancia. No obstante, lo más habitual es el empleo de un elemento portador (discos, puntas, tiras, etc), que dispone de una superficie activa sobre la que se depositan las partículas de abrasivo, un agente de unión y distintos aditivos para mejorar su comportamiento.

La concentración de abrasivo, presión y velocidad aumentan la intensidad de corte. Cada abrasivo requiere una velocidad para alcanzar una eficacia óptima. La velocidad del instrumento permite aumentar la abrasión y disminuir la presión, reduciendo su desgaste. Velocidades inferiores a la óptima determinan un desgaste prematuro del abrasivo y pérdida de eficacia. El lubricante afecta a la eficacia del pulido y a la severidad del corte. Por ello, es adecuado emplear abundante agua, para disipar el calor generado en el proceso y limpiar la superficie de detritus. También el tamaño y forma del abrasivo influye en el grado de deformación y tensión residual del sustrato, ya que, cuanto menor y más redondeada es la partícula, menor es la deformación residual y más brillante se vuelve la superficie. Tamaños grandes y formas muy puntiagudas son propicios para originar una alteración microestructural de la superficie del material, originando un endurecimiento por deformación y dificultades en un pulido posterior. Si el proceso es muy intenso, se producen grandes cantidades de tensiones residuales, liberación de calor y deformación de la estructura.

Los abrasivos más utilizados para la eliminación “gruesa” de porcelana son fresas, que pueden utilizarse a baja y alta velocidad, con turbina y/o micromotor; o bien, piedras formadas por partículas abrasivas adheridas o mezcladas con una resina orgánica, que suelen utilizarse con pieza de mano a baja velocidad. Habitualmente, las fresas se clasifican según la forma (balón o llama, interproximal, troncónica, etc) y según el tamaño del grano (fino: 0-10  $\mu\text{m}$ ; medio: 10-100  $\mu\text{m}$ ; grueso: 100-500  $\mu\text{m}$ ). En el caso de las piedras, el color

indica el tipo de partícula abrasiva que llevan. Las piedras verdes contienen normalmente carburo de sílice y las blancas usan óxido de aluminio.

Para el pulido, que se realiza posteriormente a la abrasión, con el objetivo de conseguir superficies lisas y brillantes, se utilizan gomas, discos o tiras que contienen partículas abrasivas de tamaños sucesivamente menores.



Figura 1.7. Distintos tipos de abrasivos y pulidores.

# *JUSTIFICACIÓN Y OBJETIVOS*



## 1. ANTECEDENTES

La forma y dimensiones finales de una restauración de prótesis fija pueden verse afectadas por un gran número de variables, tales como la técnica y materiales de impresión, destreza del técnico de laboratorio, propiedades de los materiales utilizados en su confección o proceso de cementado. Debido a estos factores, una vez que la restauración se ha terminado y colocado en la boca, puede ser necesario reducir el espesor de cerámica en determinadas áreas, con el fin de obtener un contacto adecuado con los dientes adyacentes y antagonistas. Por lo tanto, fresar la superficie cerámica de las restauraciones antes de cementarlas, o incluso más frecuentemente después, es una práctica clínica habitual. Para ello y en muchos casos de manera descontrolada, se utilizan fresas de distinto grano, en diferente estado de uso y con diferentes velocidades.

Este procedimiento elimina la capa de glaseado, produciendo una superficie más rugosa, que disminuye la resistencia a la fractura de la restauración, aumenta el desgaste de los dientes antagonistas y provoca cambios de color.<sup>31,56</sup> La mayoría de los autores defienden que es posible obtener un pulido aceptable de la superficie cerámica en clínica después del fresado, sin necesidad de enviar las restauraciones al laboratorio para glasearlas de nuevo.<sup>56-59</sup> Incluso autores como Wright & cols.<sup>58</sup> afirman que con algunos sistemas de pulido se obtienen superficies más lisas que las obtenidas mediante el glaseado intrínseco.

Por otra parte, Giordano & cols.<sup>60</sup> observaron que volver a tratar térmicamente la restauración, después de fresar la superficie cerámica, disminuye la resistencia a la flexión en un 11-18%, mientras que el pulido en clínica aumenta la resistencia entre un 15-30%. Además, hay ajustes que sólo se pueden realizar tras el cementado por el aumento de la discrepancia

marginal,<sup>3</sup> o para evitar la fractura del material, como ocurre en el caso de restauraciones totalmente cerámicas.<sup>59,60</sup>

Dados los antecedentes anteriormente expuestos, se planteó la realización de un estudio experimental in vitro que evaluara si el pulido mecánico en la clínica permitía obtener resultados similares al glaseado de laboratorio, en cuanto a rugosidad. Igualmente, se planteó evaluar cómo podía influir este procedimiento en la resistencia a la fractura de las probetas confeccionadas.

## 2. OBJETIVOS

Considerando la gran importancia que tiene estas variables en el éxito clínico de las restauraciones de prótesis fija, nos propusimos los siguientes objetivos:

1. Analizar la rugosidad superficial de distintas muestras cerámicas sometidas a diferentes tratamientos superficiales: glaseado, glaseado-fresado y glaseado-fresado-pulido, mediante perfilometría de contacto y microscopía electrónica de barrido.
2. Comparar la rugosidad superficial de distintas muestras de porcelanas de recubrimiento, aplicadas sobre diferentes núcleos cerámicos y metálicos.
3. Analizar la resistencia a la fractura de distintas muestras cerámicas sometidas a diferentes tratamientos superficiales: glaseado, glaseado-fresado y glaseado-fresado-pulido, mediante ensayos de flexión biaxial.

4. Comparar la resistencia a la fractura de distintas muestras de porcelanas de recubrimiento, aplicadas sobre diferentes núcleos cerámicos y metálicos.

### **3. HIPÓTESIS DE TRABAJO**

Los objetivos anteriormente expuestos se expresaron en las siguientes hipótesis nulas ( $H_0$ ):

- No existirían diferencias estadísticamente significativas en la rugosidad superficial ofrecida por los diferentes grupos experimentales estudiados.
- No existirían diferencias estadísticamente significativas en la resistencia a la fractura ofrecida por los diferentes grupos experimentales estudiados.

# *MATERIAL Y MÉTODO*

## 1. CONFECCIÓN DE LAS MUESTRAS

Para la realización de este trabajo se confeccionaron 90 probetas en forma de discos de  $16\pm 1$  milímetros de diámetro y  $1.6\pm 0.5$  milímetros de grosor, según la especificación número 69-1991 de ANSI/ADA<sup>68</sup>. Se crearon seis grupos experimentales de quince probetas cada uno:

Grupo	Núcleo	Recubrimiento
D/FC	Disilicato de litio	Feldespática convencional
Z/AL	Óxido de circonio	Feldespática con alto contenido en alúmina
N/FC	Aleación Noble	Feldespática convencional
N/FF	Aleación Noble	Feldespática con fluorapatita
B/FC	Aleación Base	Feldespática convencional
B/FF	Aleación Base	Feldespática con fluorapatita

Tabla 3.1. Grupos experimentales.

### 1. 1. GRUPO DISILICATO DE LITIO / FELDESPÁTICA CONVENCIONAL

Para la confección del núcleo se utilizó el sistema IPS e.max<sup>®</sup> Press (Ivoclar Vivadent, Schaan, Liechtenstein). Se trata de una cerámica feldespática de alta resistencia a base de disilicato de litio que se procesa por técnica de inyección. Su composición es: SiO<sub>2</sub> (57-80%), Li<sub>2</sub>O (11-19%), K<sub>2</sub>O (0-13%), P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (0-11%), ZrO<sub>2</sub> (0-8%), ZnO (0-8%), otros óxidos como Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y

MgO (0-10%) y pigmentos (0-8%).

CET (100-400°C) $10^{-6}/K$	10.2
CET (100-500°C) $10^{-6}/K$	10.5
Resistencia a la flexión (Mpa) *	400
Módulo de elasticidad (Gpa)	95
Dureza Vickers (MPa)	5800
Solubilidad química ( $\mu g/cm^2$ )	40
Temperatura de inyección (°C)	915-920

Tabla 3.2. Propiedades físicas del sistema IPS e.max<sup>®</sup> Press tras el proceso de inyección según especificaciones de la casa comercial Ivoclar y norma ISO 6872<sup>69</sup>.

Una vez modelado el patrón de cera (K2 exact<sup>®</sup>, Bredent, GmbH&Co.KG, Alemania), con ayuda de un molde de silicona, se revistió en un cilindro especial (IPS Press VEST<sup>®</sup>, Ivoclar Vivadent) y se procedió a calentar la cera. Para ello, se introdujo el cilindro de revestimiento en el horno de precalentamiento (modelo 5522, KAVO, Biberach, Alemania) a temperatura ambiente y se elevó la temperatura entre 850 y 1562°C durante algo más de 60 minutos. A continuación, se calentó el material, que se presenta en forma de pastillas, hasta su punto de fusión (915-1920° C) para realizar la inyección (Fig. 3.1), mediante el uso del horno Programat<sup>®</sup> EP 600, (Ivoclar Vivadent) y el software correspondiente.



Figura 3.1. Núcleos de disilicato de litio tras el proceso de inyección.

Tras el enfriamiento durante aproximadamente una hora de los núcleos hasta la temperatura ambiente, se aplicó la porcelana de recubrimiento feldespática convencional IPS e.max<sup>®</sup> Ceram (Ivoclar Vivadent) (Fig. 3.2). Es una cerámica de vidrio de baja fusión, compuesta por SiO<sub>2</sub> (60–65%), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (8–12%), Na<sub>2</sub>O (6–9%), K<sub>2</sub>O (2–3%) CaO, P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, F (2–6%), otros óxidos (2–8.5%) y pigmentos (0.1–1.5%), sus propiedades físicas pueden consultarse en la tabla 3.3. Se utilizó la técnica de capas, añadiendo dos capas de dentina para compensar la contracción. Para ello, se utilizó el horno Programat<sup>®</sup> EP 500 (Ivoclar Vivadent) aplicando los parámetros de cocción especificados por el fabricante (tabla 3.4). Por último, se aplicó un glaseado extrínseco con cerámica de similar composición pero grano más fino, que se presenta en jeringas premezcladas (IPS e.max<sup>®</sup> Ceram Glaze<sup>®</sup>, Ivoclar, Vivadent). No se realizó pulido mecánico de la superficie una vez aplicado el glaseado.

CET (100-400°C) $10^{-6}/K$	9.5
Resistencia a la flexión (Mpa) *	90
Módulo de elasticidad (Gpa)	64
Dureza Vickers (MPa)	5400
Solubilidad química ( $\mu g/cm^2$ )	15
Temperatura de cocción (°C)	750

Tabla 3.3. Propiedades físicas del sistema IPS e.max<sup>®</sup> Ceram según especificaciones de la casa comercial Ivoclar y norma ISO 6872.



Figura 3.2. Probeta D/FC con la cerámica de recubrimiento aplicada.



IPS e.max Ceram sobre IPS e.max Press	Temperatura inicial  °C/°F	Tiempo de secado  min.	Temperatura con vacío  °C/°F/min	Temperatura sin vacío  °C/°F	Tiempo de mantenimiento con vacío  min.	Temperatura final con vacío  °C/°F	Temperatura final sin vacío  °C/°F
Cocción	403/757	6:00	60/108	770/1418	1:00	450/842	769/1416

Tabla 3.4. Ciclo de cocción para glaseado extrínseco con e.max Ceram (instrucciones de uso del fabricante).

## 1. 2. GRUPO ÓXIDO DE CIRCONIO / FELDESPÁTICA CON ALTO CONTENIDO EN ALÚMINA

Para la confección del núcleo de óxido de circonio se utilizó el sistema Lava<sup>TM</sup> (3M ESPE, Seefeld, Alemania) (tabla 3.5). Este sustrato se trata de bloques de óxido de circonio, presinterizados y estabilizados parcialmente con itrio, para la tecnología CAD/CAM (Lava<sup>TM</sup> CNC 240, 3M ESPE, Seefeld, Alemania). Tras el minucioso proceso de sinterización en el horno (Horno de sinterización Lava<sup>TM</sup> Furnace 200), se transforma en una estructura de óxido de circonio policristalino en fase tetragonal (*Tetragonal Zirconia Polycrystals*, TZP). Por lo tanto, se trata de una cerámica circoniosa de procesado por ordenador.

La resistencia a la flexión de este material alcanza los 1100 MPa, por lo que la casa comercial la recomienda como núcleo de restauraciones fijas en sectores posteriores, tanto unitarias como puentes, ya que las fuerzas masticatorias, a nivel de premolares y molares, se estiman alrededor de los 450 N. En estado parcialmente sinterizado (verde), se fresa fácilmente utilizando una máquina CAD/CAM. El fresado siempre se realiza con un aumento de la estructura de un 20% aproximadamente. Gracias al controlado proceso de

fabricación de los bloques, combinado con un proceso de sinterización sin presión, en un horno de alta temperatura (entre 1300-1500°C), la contracción de las estructuras, ligeramente sobredimensionadas y fresadas, se puede controlar de tal modo que se logra una buena precisión de ajuste. En este proceso de sinterización, se consiguen las propiedades específicas finales del material. Durante el proceso se genera una estructura densificada en más de un 99%, que presenta una alta resistencia a la fractura en combinación con una alta tenacidad, como resultado de la transformación del refuerzo de los cristales de  $\text{ZrO}_2$ .

CET (100-400°C) $10^{-6}/\text{K}$	10.2
Resistencia a la flexión (Mpa)*	1100
Módulo de elasticidad (Gpa)	210
Dureza Vickers (MPa)	1250
Solubilidad química ( $\mu\text{g}/\text{cm}^2$ )	No se puede medir
Punto de fusión (°C)	2700
Temperatura de sinterización (°C)	1500

Tabla 3.5. Propiedades físicas del sistema LAVA® tras el proceso de sinterización según especificaciones de la casa comercial 3M ESPE y norma ISO 6872.



Figura 3.3. Núcleos de óxido de zirconio confeccionados mediante CAD/CAM

A continuación, se aplicó la porcelana de recubrimiento feldespática con alto contenido en alúmina Lava™ Ceram (3M ESPE) mediante la técnica de capas. Esta cerámica, compuesta por  $ZrO_2$ ,  $Y_2O_3$ ,  $HfO_2$ ,  $Al_2O_3$ , tiene un coeficiente de expansión térmica adaptado al del óxido de circonio ( $10 \pm 0.25 \times 10^{-6} K^{-1}$ ). Para su manipulación, se siguieron rigurosamente las instrucciones del fabricante, expuestas en la tabla 3.7

CET (100-400°C) $10^{-6}/K$	10
Resistencia a la flexión (Mpa)*	100
Tamaño del grano D50 ( $\mu m$ )	25
Temperatura de cocción (°C)	810

Tabla 3.6. Propiedades físicas del sistema LAVA® Ceram según especificaciones de la casa comercial 3M ESPE y norma ISO 6872.



Figura 3.4. Probeta Z/AL con la cerámica de recubrimiento aplicada.

	Temperatura inicial (°C/°F)	Tiempo de secado (min.)	Temperatura con vacío (°C/°F/min)	Temperatura sin vacío (°C/°F/min)	Temperatura final (°C/°F)	Tiempo de mantenimiento con vacío	Tiempo de mantenimiento sin vacío
Primera cocción de porcelana de hombro	450/842	4:00	45/113	./.	840/1544	1:00	./.
Segunda cocción de porcelana de hombro	450/842	4:00	45/113	./.	830/1526	1:00	./.
Cocción del modificador y primera cocción de dentina y esmalte	450/842	6:00	45/113	./.	810/1490	1:00	./.
Segunda cocción de dentina y esmalte	450/842	6:00	45/113	./.	800/1472	1:00	./.
Cocción del glaseado con glaseador y/o tintes	480/896	2:00	./.	45/113	790/1454	./.	1:00
Cocción del glaseado sin glaseador y/o tintes	480/896	2:00	./.	45/113	820/1508	./.	./.

Cocción de corrección	450/842	2:00	45/113	./.	700/1292	1:00	./.
-----------------------	---------	------	--------	-----	----------	------	-----

Tabla 3.7. Ciclo de cocción LAVA™ Ceram (instrucciones de uso del fabricante).

### 1. 3. GRUPO ALEACIÓN NOBLE / FELDESPÁTICA CONVENCIONAL

Para la confección de este núcleo se utilizó la aleación Cerapall® 6 (Metalor, Attleboro, USA). Se trata de una aleación noble para restauraciones metal-cerámicas a base de paladio. Su composición es Au (6.1%), Pd (75%), Ag (6.4%), In (5.9%), Ga (6%) y Sn y sus propiedades se especifican en la siguiente tabla (tabla 3.8):

CET (25-500°C) 10 <sup>-6</sup> /K	12.6±1
Módulo de elasticidad (Gpa)	115
Resistencia a la flexión (MPa)	80±20
Solubilidad química (µg/cm <sup>2</sup> )	≤100
Intervalo de fusión (°C)	1150-1320
Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	11.6

Tabla 3.8. Propiedades físicas de Cerapall® según especificaciones de la casa comercial Metalor.

Una vez modelado el patrón de cera (BEGO® Dental, GmbH&Co.KG,

Alemania) con ayuda de un molde de silicona, se revistió en un cilindro (GC Vest Premium<sup>®</sup>, GC, Japón) y se procedió a calcinar la cera, utilizando el horno de precalentamiento (modelo 5522, KaVo, Biberach, Alemania). A continuación, se calentó el metal hasta su punto de fusión para realizar el colado (Fig. 3.4), según las instrucciones de uso del fabricante (tabla 3.9). Para ello se utilizó una inductora (Ducatron<sup>®</sup>, Ugin Dentaire, Seyssins, France).

Temperatura precalentamiento (min)	Tiempo de mantenimiento (min)	Temperatura de fusión (°C)	Temperatura final sin vacío (oxidación) (°C)	Tiempo de oxidación (min)
850	20-45:00	1450	950	10:00

Tabla 3.9. Ciclo de colado y oxidación de Cerapall<sup>®</sup> según especificaciones de la casa comercial Metalor.



Figura 3.4. Núcleos de aleación noble tras el proceso de colado.

Posteriormente, se procedió al arenado con arena de grano grande para desvestido y limpiado, se cortaron los jitos con un disco de carburo a baja velocidad, y se introdujeron en el horno de cerámica Programat<sup>®</sup> P500 (Ivoclar

Vivadent), para realizar la oxidación. Tras ello, se aplicaron dos capas de opáquer del sistema de cerámica de recubrimiento feldespática convencional IPS InLine® (Ivoclar Vivadent), dos masas de dentina y una capa de glaseado extrínseco en jeringa premezclada (Fig. 3.5), mediante la técnica de capas, siguiendo exhaustivamente las instrucciones del fabricante (tabla 3.11) también en el horno Programat® P500 (Ivoclar Vivadent). Esta cerámica está compuesta por SiO<sub>2</sub> (40–65%), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, BaO, CaO, CeO<sub>2</sub>, K<sub>2</sub>O, MgO, Na<sub>2</sub>O, P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, SnO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub> y pigmentos.

CET (100-400°C) 10 <sup>-6</sup> /K	12
Resistencia a la flexión (Mpa)	90
Dureza Vickers (MPa)	5400
Temperatura de cocción (°C)	870

Tabla 3.10. Propiedades físicas del sistema IPS InLine® Ceram según especificaciones de la casa comercial Ivoclar y norma ISO 6872.

IPS In Line® Ceram	Temperatura inicial °C/°F	Tiempo de secado min.	Temperatura con vacío °C/°F/min	Temperatura sin vacío °C/°F	Tiempo de mantenimiento con vacío min.	Temperatura final con vacío °C/°F	Temperatura final sin vacío °C/°F
Opáquer	930/1706	6:00	100/180	403/757	2:00	450/842	929/1704
Dentina	900/1652	4:00	60/108	403/757	1:00	450/842	899/1650
Glaseado	850/1562	6:00	60/108	403/757	1:00	450/842	849/1560

Tabla 3.11. Ciclo de cocción IPS In Line® Ceram (instrucciones de uso del fabricante).



Figura 3.5. Probetas N/FC con la cerámica de recubrimiento aplicada.

#### 1. 4. GRUPO ALEACIÓN NOBLE / FELDESPÁTICA CON FLUORAPATITA

Para la confección de estos núcleos, se siguió el mismo procedimiento que en el grupo anterior (Fig. 3.6).

Tras ello, se aplicó la porcelana de recubrimiento feldespática IPS d.Sign® (Ivoclar Vivadent) (Fig. 3.7). Se trata de una cerámica de vidrio de fluorapatita reforzada con leucita. Contiene iones de flúor que le proporcionan una elevada resistencia química. Esta cerámica está compuesta por SiO<sub>2</sub> (50–65%), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, K<sub>2</sub>O, Na<sub>2</sub>O, CaO, P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, F, CeO<sub>2</sub>, LiO<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub> y pigmentos. Su coeficiente de expansión térmica es  $12.0\text{--}12.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , siendo compatible con las aleaciones metálicas que tienen coeficientes comprendidos entre  $13.8$  y  $14.8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  (tabla 3.12).



CET (100-400°C) $10^{-6}/K$	12-12.6
Resistencia a la flexión (Mpa)	90
Dureza Vickers (MPa)	5400
Temperatura de cocción (°C)	870

Tabla 3.12. Propiedades físicas del sistema IPS d.Sign® según especificaciones de la casa comercial Ivoclar y norma ISO 6872.

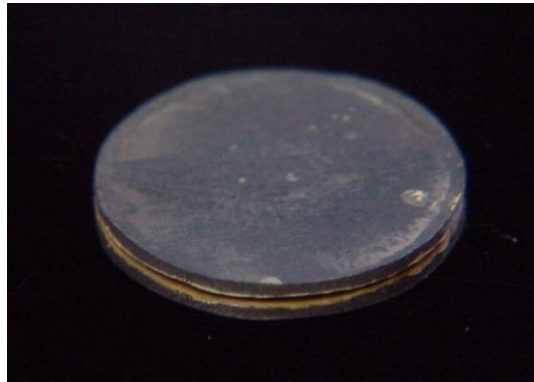


Figura 3.6. Núcleo de aleación noble.

De igual modo que se procedió en el grupo anterior con la cerámica de recubrimiento feldespática convencional IPS InLine® (Ivoclar Vivadent), se aplicaron dos capas de opáquer del sistema de cerámica de recubrimiento IPS d.Sign® (Ivoclar Vivadent), dos masas de dentina y una capa de glaseado extrínseco en jeringa premezclada (Fig. 3.7), mediante la técnica de capas, siguiendo exhaustivamente las instrucciones del fabricante (tabla 3.13) también en el horno Programat® P500 (Ivoclar Vivadent).

IPS In Line <sup>®</sup> Ceram	Temperatura inicial (°C)	Tiempo de secado (min.)	Temperatura con vacío (°C/min)	Temperatura sin vacío (°C)	Tiempo de mantenimiento con vacío (min.)	Temperatura final con vacío (°C)	Temperatura final sin vacío (°C)
Opaquer	900	6:00	80	403	1:00	450	899
Dentina	870	4:00-9:00	60	403	1:00	450	869
Glaseado	870	4:00	60	403	0.5-1:00	450	869

Tabla 3.13. Ciclo de cocción IPS d.Sign<sup>®</sup> Ceram (instrucciones de uso del fabricante).



Figura 3.7. Probetas N/FF con la cerámica de recubrimiento aplicada.

## 1. 5. GRUPO ALEACIÓN BASE / FELDESPÁTICA CONVENCIONAL

Para la confección de este núcleo se utilizó la aleación Tilit<sup>®</sup> (Talladium España, Lleida, España). Se trata de una aleación no noble para restauraciones metal-cerámicas. Este tipo de aleaciones suponen una alternativa al empleo de las aleaciones nobles, por su menor coste y sus

buenas propiedades mecánicas: fuerza y dureza elevadas, mayor temperatura de fusión y menor distorsión durante la cocción de la cerámica.

Existen cuatro tipos de aleaciones de titanio de este fabricante (*Star*, *Premium*, *V* y *Omega*), cuya diferencia fundamental, además de pequeñas variaciones en la composición, estriba en el coeficiente de expansión térmica (CET). En función del CET de la cerámica de recubrimiento que se vaya a utilizar, se elige un tipo u otro. Por este motivo, para nuestro estudio se eligió el tipo *Premium*, cuya composición es Ni (76%), Cr (12-21%), Mo (4-14%) y Ti (4-6%).

CET (500°C) $10^{-6}/K$	14
CET (600°C) $10^{-6}/K$	14.1
Resistencia a la flexión (MPa)	1062
Módulo de elasticidad (MPa)	662
Dureza Brinell (MPa)	215
Intervalo de fusión (°C)	1204-1302
Temperatura de fusión (°C)	1329

Tabla 3.14. Propiedades físicas de Tilite® Premium según especificaciones de la casa comercial Talladium.

Para la confección de los núcleos se siguió el mismo procedimiento que en los dos grupos anteriores (Fig. 3.8), con las variaciones correspondientes al tipo de aleación utilizada, que se detallan en las instrucciones del fabricante (tabla 3.15).

Temperatura precalentamiento	Tiempo de subida	Tiempo de mantenimiento	Grados subida. °C/min	Temperatura de fusión	Temperatura inicial con vacío °C	Temperatura final con vacío (oxidación) °C
850	25:00	30-50:00	10	1329-1340	500-540	982

Tabla 3.15. Ciclo de colado de Tilité<sup>®</sup> Premium (instrucciones de uso del fabricante).



Figura 3.8. Núcleo de aleación no noble.

A continuación, y del mismo modo que en el grupo N/FC (véase apartado 1.3), se aplicó la porcelana de recubrimiento feldespática convencional IPS InLine<sup>®</sup> (Ivoclar Vivadent) (Fig. 3.9).



Figura 3.9. Probetas B/FC con la cerámica de recubrimiento aplicada.

## 1. 6. GRUPO ALEACIÓN BASE / FELDESPÁTICA CON FLUORAPATITA

Para la confección de este núcleo se utilizó, al igual que en el grupo descrito en el apartado anterior, la aleación Tilit<sup>®</sup> (Talladium) y se siguió el mismo procedimiento.



Figura 3.10. Núcleo de aleación no noble.

A continuación, se aplicó la porcelana de recubrimiento feldespática convencional IPS d.Sign<sup>®</sup> (Ivoclar Vivadent) (Fig. 3.11), tal y como describimos para el grupo N/FF en el apartado 1.4.



Figura 3.11. Probetas B/FF con la cerámica de recubrimiento aplicada.

## 2. ANÁLISIS DE LA RUGOSIDAD SUPERFICIAL

### 2. 1. MUESTRAS GLASEADAS

Para analizar la rugosidad superficial de las muestras se utilizó la perfilometría de contacto. Para ello, se utilizó un rugosímetro Perthometer M1 (Mahr, Göttingen, Alemania) (Figs. 3.12 y 3.13) del Instituto de Cerámica y Vidrio (ICV), entidad dependiente del Consejo Superior de Investigaciones Científicas (CSIC).

Previamente, todas las muestras se limpiaron con agua destilada y se examinaron con un microscopio estereoscópico (SZ 4045TR-CTV, Olympus, Tokyo, Japón) para confirmar que estaban intactas. Se efectuaron seis mediciones en cada muestra según el esquema de la figura 3.14. La longitud de muestra medida en cada caso fue de 5.6 mm ( $L_1=5.6$ ), cortes de 0.8 mm ( $\lambda_c=0.8$ ) y se efectuaron cinco cortes ( $n=5$ ). La punta del rugosímetro midió los cortes inicial y final. Para describir la rugosidad superficial, se utilizaron los parámetros  $R_a$  (media aritmética de todas las distancias absolutas del perfil de rugosidad) y  $R_z$  (media de los cinco picos máximos de desnivel en altura). Estos datos sirvieron como grupo control para comparar la rugosidad de las muestras antes y después del fresado y pulido.



Figura 3.12. Rugosímetro Perthometer M1.

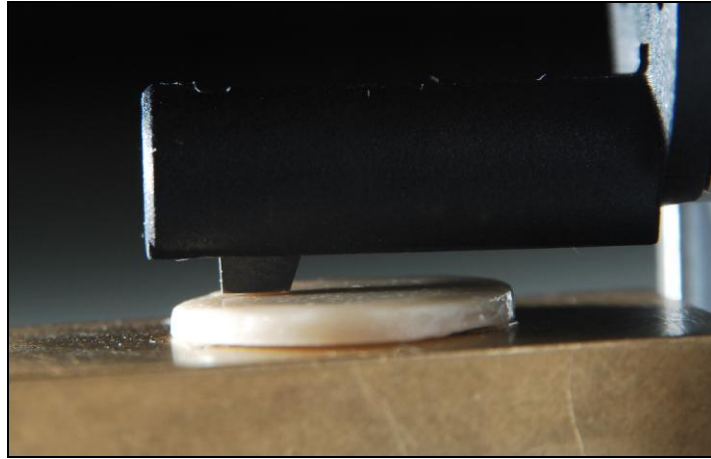


Figura 3.13. Detalle de la perfilometría de contacto.

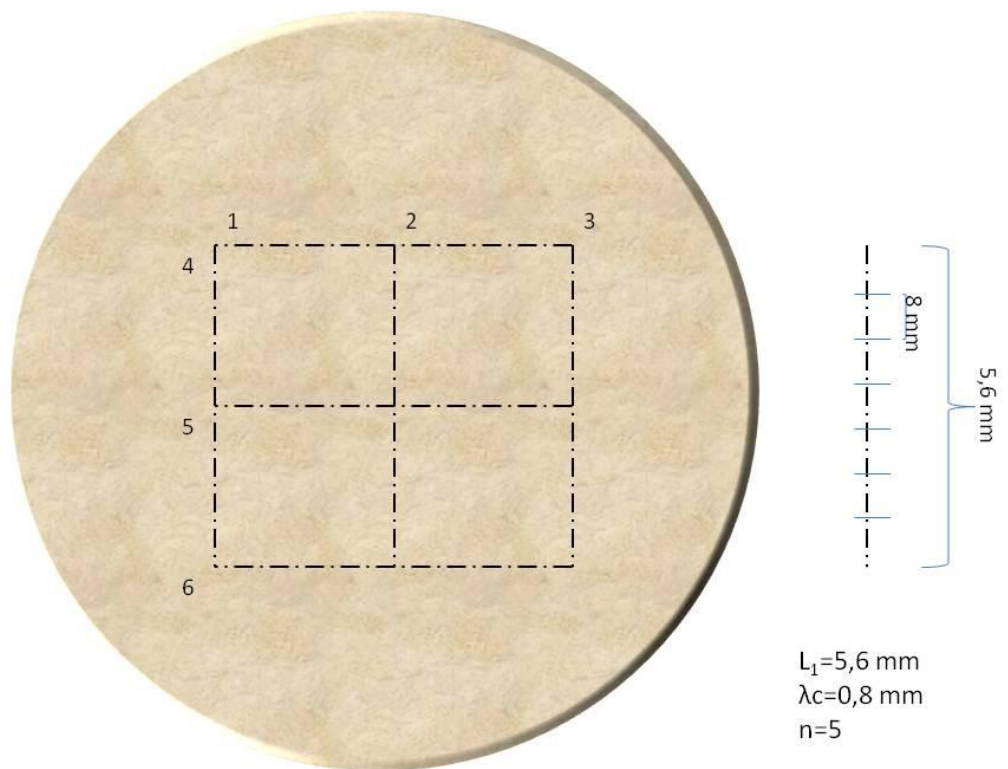


Figura 3.14. Esquema de las mediciones de rugosidad superficial realizadas en cada muestra.

## 2. 2. MUESTRAS GLASEADAS Y FRESADAS

De cada grupo, se fresaron diez muestras utilizando una fresa de diamante de grano fino (46  $\mu\text{m}$ ) con forma de llama (DZ92, Lote N° 041105; Drendel+Zweiling, Berlín, Alemania) (Fig. 3.15) a alta velocidad y con refrigeración. El área de fresado se delimitó con un rotulador indeleble y un compás, en forma de cuadrado de seis milímetros, concéntrico con el disco. El fresado fue realizado por un mismo operador, empleando una fresa nueva para cada grupo experimental, durante 30 segundos, siempre en la misma dirección y apoyando los discos sobre una superficie horizontal (Fig. 3.16).



Figura 3.15. Fresas utilizadas en el fresado de las muestras.





Figura 3.16. Técnica empleada durante el fresado de las muestras.

La rugosidad superficial de las muestras fresadas se analizó con el mismo rugosímetro para obtener de nuevo los valores de  $R_a$  y  $R_z$ . En este caso, se hicieron dos mediciones, concretamente en las diagonales del cuadrado que delimitaba el área fresada (Fig. 3.17). Se eligieron las diagonales para aumentar la longitud del área a medir. Así, se pudo mantener los parámetros utilizados en las mediciones iniciales ( $L_1=5.6$  mm;  $\lambda_c=0.8$  mm;  $n=5$ ).

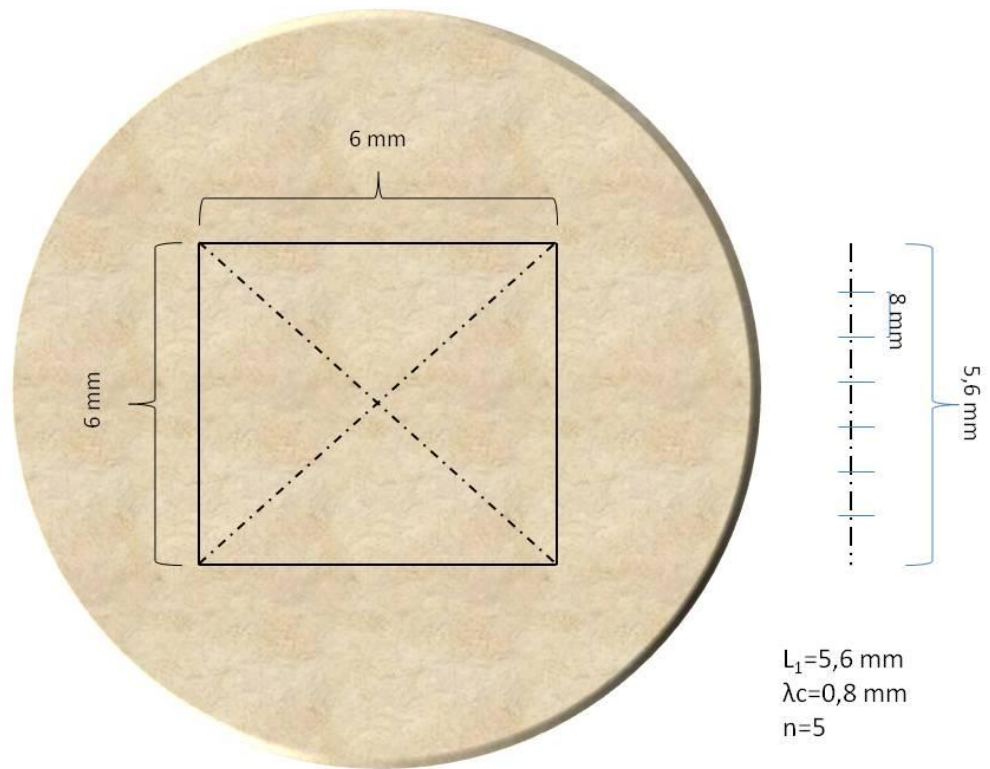


Figura 3.17. Esquema de las mediciones de rugosidad superficial efectuadas en las muestras fresadas.

### 2. 3. MUESTRAS GLASEADAS, FRESADAS Y PULIDAS

De cada grupo, se pulieron cinco muestras utilizando los discos de goma OptraFine F (Ivoclar Vivadent) (Fig. 3.18) a baja velocidad y con refrigeración. No se utilizó ninguna pasta pulidora. El área de pulido fue la misma que la delimitada como área de fresado. El pulido fue realizado por un mismo operador, empleando un disco nuevo para cada grupo experimental, durante 30 segundos, siempre en la misma dirección y apoyando los discos sobre una superficie horizontal (Fig. 3.19).



Figura 3.18. Discos utilizados en el pulido de las muestras.

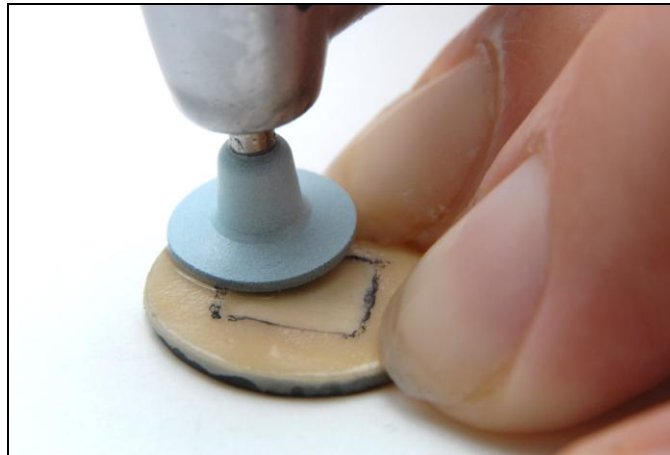


Figura 3.19. Técnica empleada durante el fresado de las muestras.

La rugosidad superficial de las muestras pulidas se analizó con el mismo rugosímetro para obtener de nuevo los valores de  $R_a$  y  $R_z$ , del mismo modo y utilizando los mismos parámetros ( $L_1=5.6$  mm;  $\lambda_c=0.8$  mm;  $n=5$ ) que para las muestras fresadas.

Cinco muestras de cada grupo fueron pesadas antes y después de realizar las mediciones para asegurarnos de que no se producía pérdida de masa derivada del contacto con la punta palpadora del rugosímetro.

### 3. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL

Hoy en día, la microscopía electrónica de barrido (MEB) se ha convertido en una técnica muy valiosa para el estudio de los materiales porque permite analizar con precisión su morfología y composición química. En este microscopio, un haz de electrones enfocado por lentes electromagnéticas a través de una columna con alto vacío, se proyecta sobre la superficie de la muestra donde los electrones rebotan o provocan la emisión de electrones secundarios. Estos electrones reflejados y/o retrodispersados son recogidos por unos detectores y proyectados sobre un monitor que proporciona una imagen tridimensional del objeto.

Después de cada fase, las probetas se examinaron con un microscopio electrónico de barrido (JSM-6400®; JEOL, Japón) del Centro de Microscopía “Luis Brú” de la Universidad Complutense de Madrid (Fig. 3.20). Este equipo tiene una capacidad de magnificación que oscila entre 15-300.000 aumentos, posee un poder de resolución de 3,5 nm. y trabaja con voltajes de aceleración variables entre 0,5-40 kV. Esta unidad también está dotada con un sistema de análisis por espectrometría de dispersión de energía de rayos X comercializado por Oxford Instruments, que permite conocer la composición química de la microregión sobre la que se focaliza el haz electrónico. Asimismo, el microscopio está conectado a un ordenador PC Hewlett-Packard, que posee el software de captación y digitalización de imágenes INCA® (Oxford Instruments Tubney Woods, Abington, Oxon, UK).



Figura 3.20. Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400®.

En general, la mayor parte de los materiales no se encuentran preparados de inicio para su observación directa en un microscopio electrónico de barrido. Un requisito esencial para la observación al MEB es que las muestras permanezcan a potencial cero durante su observación, es decir, que sean conductoras. Si la conductividad eléctrica de la muestra es pequeña, al incidir el haz de electrones del microscopio, ésta se carga disminuyendo la calidad y la resolución de la imagen. Para reducir este efecto, los especímenes deben recubrirse con una película de un metal conductor. A este proceso se le denomina metalización. En nuestro caso optamos por realizar un recubrimiento de oro por electrodeposición introduciendo las muestras en una metalizadora SCD® 004 (Balzers, Liechestein). Esta máquina consta de una cámara de vacío en cuyo interior hay unos electrodos de oro de alta pureza a modo de arco eléctrico. Tras aplicar un vacío de 0,05 mbar., se hace llegar una corriente de 20 mA. a los electrodos durante 300 segundos. En estas condiciones se produce una nube de oro que se deposita sobre las muestras formando una película de 100 Å de espesor (Fig. 3.21).



Figura 3.21. Metalización de las muestras.

Una vez orientada la muestra, se enfocaba y se obtenía una fotografía de la superficie cerámica a mil aumentos (Fig. 3.22).

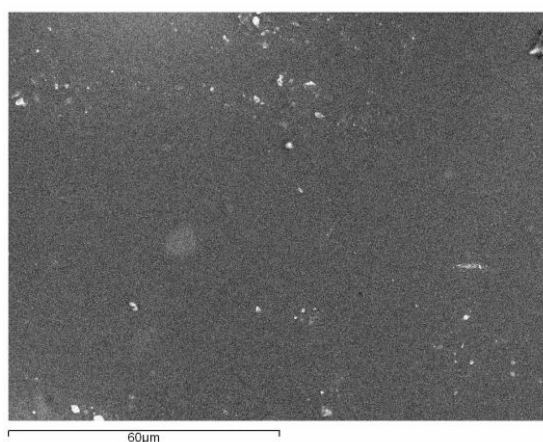


Figura 3.22. Imagen MEB de una muestra del grupo N/FC glaseada.

Asimismo, utilizando el análisis por espectrometría de dispersión de energía de rayos X del MEB se realizaron análisis semicuantitativos en las áreas de fresado y pulido para detectar posibles cambios en la composición química de las muestras tras estos procesos.

#### 4. ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL

Como ya hemos señalado, los cambios de temperatura en boca están inducidos por los alimentos o bebidas que se ingieren y por la propia respiración. Este estrés térmico puede afectar a las restauraciones por dos vías: por un lado, el estrés mecánico inducido por los cambios térmicos puede inducir directamente propagación de grietas a través de la interfase restauración-preparación; y por otro lado, los cambios dimensionales de este “gap” asociados a los cambios térmicos pueden bombear fluidos bucales patogénicos al interior de la interfase. Por lo tanto, el coeficiente de expansión térmica es un factor clave en el comportamiento clínico de un material restaurador.

Desarrollar ensayos clínicos para analizar este aspecto resulta costoso y largo en el tiempo. Por este motivo, la simulación in vitro de fluctuaciones térmicas cíclicas se considera un método aceptable hoy en día en los análisis de materiales restauradores. El envejecimiento artificial acelerado mediante termociclado consiste en introducir las muestras en baños de solución acuosa, fría y caliente, repetidamente.

En el presente estudio, las muestras se envejecieron empleando el “Dispositivo Automatizado de Ciclado Térmico para Materiales Odontológicos” (Patente P201200882. Universidad Complutense de Madrid) (Fig. 3.23) del Laboratorio de Investigación de Materiales Restauradores de la Facultad de Odontología de la Universidad Complutense de Madrid. Para simular un año de función en boca, se realizaron 6000 ciclos térmicos entre  $5\pm 5^{\circ}\text{C}$  y  $55\pm 5^{\circ}\text{C}$ , con un tiempo de inmersión de 20 segundos, con una parada de recuperación térmica de 3 segundos y utilizando saliva artificial como solución acuosa.





Figura 3.23. Dispositivo Automatizado de Ciclado Térmico para Materiales Odontológicos (Patente P201200882. Universidad Complutense de Madrid).

La saliva artificial se preparó en el Laboratorio de Investigación de la Facultad de Odontología de la Universidad Complutense de Madrid, utilizando la fórmula modificada de Fusayama-Meyer,<sup>61</sup> que aparece descrita en la tabla 3.17.

Compuesto	Composición (g/l)
$\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	0.906
$\text{NaH}_2\text{PO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$	0.690
KCl	0.4
NaCl	0.005
$\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$	0.005
Urea	1

Tabla 3.17. Composición de saliva artificial utilizada



## 5. ANÁLISIS DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA

La resistencia a la fractura de las muestras se analizó mediante ensayos de flexión biaxial, siguiendo la especificación número ISO 6872<sup>69</sup>. Estos ensayos mecánicos se realizaron a temperatura ambiente en aire con una máquina de ensayos mecánicos Autograph AG-X (Shimadzu, Kyoto, Japón) (Figs. 3.24), equipada con una célula de carga de 5 kN de fuerza máxima y un dispositivo de ensayo biaxial según norma ISO 6872.

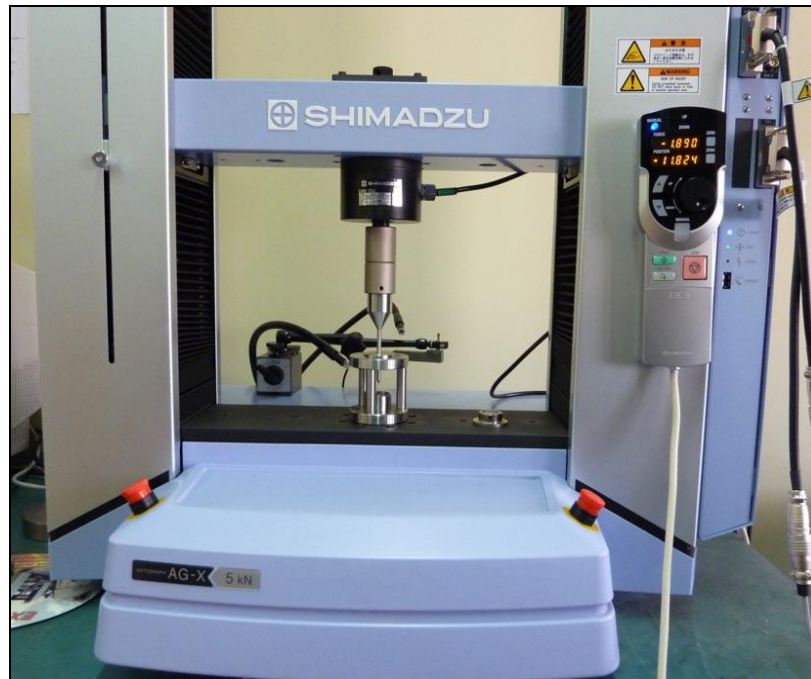


Figura 3.24. Máquina de ensayos mecánicos Shimadzu Autograph AG-X.

Las muestras se posicionaron de manera concéntrica sobre tres bolas de acero de diámetro 3.2 mm, situadas a 120° en una circunferencia de 10 mm de diámetro (Fig. 3.25), con el recubrimiento en la cara sometida a tracción y el

núcleo enfrentado al estilete. Las probetas se cargaron con un estilete plano de 1.2 mm de diámetro, a una velocidad de aplicación de carga constante de 1 mm/min hasta la fractura de los especímenes. Con el software Trapezium® X (Shimadzu, Kyoto, Japón) registramos la tensión de rotura y la gráfica de tensión-desplazamiento (Figs. 3.26 y 3.27).

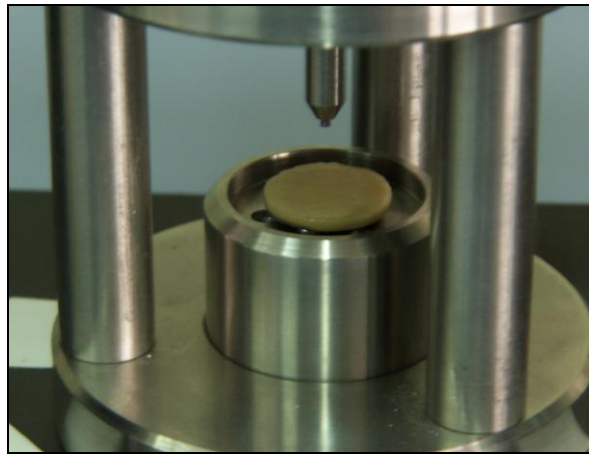


Figura 3.25. Disco totalmente cerámico colocado en la máquina de ensayo.

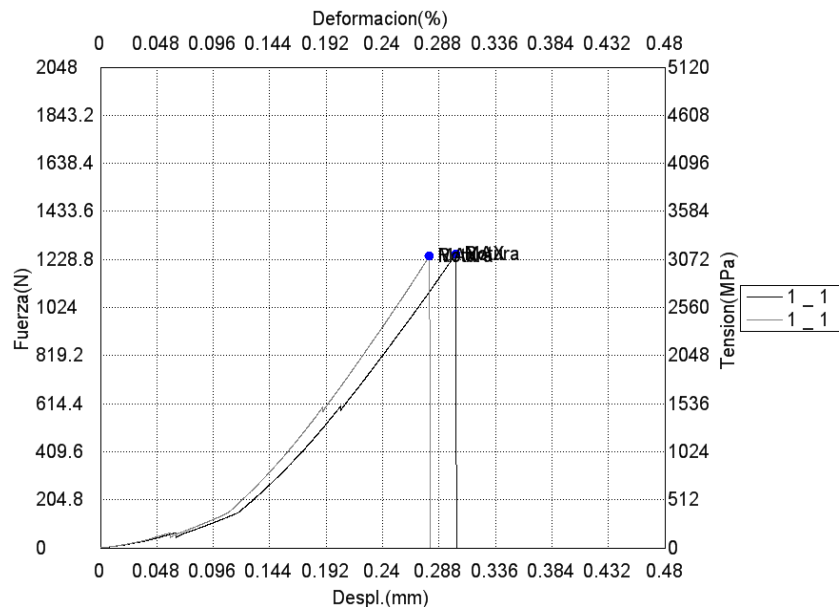


Figura 3.26. Gráfica de tensión-deformación de una muestra totalmente cerámica. En ella, apreciamos un primer pico (66 N) que corresponde al primer “daño” en el recubrimiento (chipping), así como la tensión de rotura (1251 N).

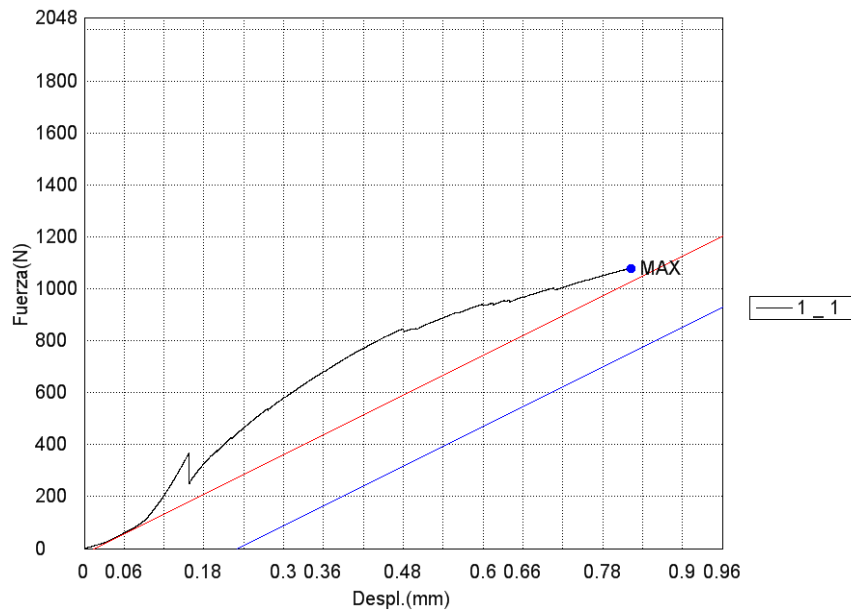


Figura 3.27. Gráfica de tensión-deformación de una muestra metal-cerámica. En ella, apreciamos un primer pico (373 N) que corresponde al primer “daño” en el recubrimiento (chipping). Sin embargo, el valor que aparece como “MAX” no es la tensión de rotura porque, las muestras con núcleo metálico no se rompen, sino que corresponde a la tensión a la que se detiene la máquina.

Para analizar los resultados obtenidos en los tests de flexión biaxial, se utilizó la fórmula de Roark<sup>70</sup>, su modificación propuesta por Hsueh & cols.<sup>71,72,73</sup> para materiales multicapas y la fórmula que aparece en la norma ISO 6782<sup>69</sup>.

Fórmula de Roark:

$$\delta = \frac{6M}{t_a^2 K_{2p}} \left[ \frac{E_b t_b (1 - \nu_a^2)}{E_a t_a (1 - \nu_b^2)} + \frac{t_a (1 - \nu_a^2) (1 + t_b / t_a) (1 + E_a t_a / E_b t_b)}{t_b (1 + E_a t_a / E_b t_b)^2 - (\nu_a + \nu_b E_a t_a / E_b t_b)} \right]$$

Donde,

$$M = \frac{P}{4\pi} \left[ (1 + \nu_e) \ln \frac{r}{r_0} + 1 \right]$$

$$\nu_e = \nu_a \frac{K_{2p}}{K_{3p}} = \nu_a \frac{K_p}{K_q}$$

$$K_p = K_{2p} = 1 + \frac{E_b t_b^3 (1 - \nu_a^2)}{E_a t_a^3 (1 - \nu_b^2)} + \frac{3(1 - \nu_a^2) (1 + t_b / t_a)^2 (1 + E_a t_a / E_b t_b)}{(1 + E_a t_a / E_b t_b)^2 - (\nu_a + \nu_b E_a t_a / E_b t_b)^2}$$

$$K_q = K_{3p} = 1 + \frac{\nu_b E_b t_b^3 (1 - \nu_a^2)}{\nu_a E_a t_a^3 (1 - \nu_b^2)} + \frac{3(1 - \nu_a^2) (1 + t_b / t_a)^2 (1 + E_a t_a / E_b t_b)}{(1 + E_a t_a / E_b t_b)^2 - (\nu_a + \nu_b E_a t_a / E_b t_b)^2}$$

$$r_0 = \sqrt{1.6b^2 + t^2} - 0.675t$$

Fórmula de Hsueh et al.:

$$\delta = \frac{E_2 (z - z_n^*) P}{8\pi (1 - \nu_2) D^*} \left\{ 2 \ln \left( \frac{a}{b} \right) + \frac{(1 - \nu)(a^2 - b^2)}{(1 + \nu) R^2} \right\}$$

Donde,

$$z_n^* = \frac{E_1 t_1^2 / 2(1 - \nu_1^2) + E_2 t_2^2 / 2(1 - \nu_2^2) + E_2 t_1 t_2 / (1 - \nu_2^2)}{E_1 t_1 / (1 - \nu_1^2) + E_2 t_2 / (1 - \nu_2^2)}$$

$$D^* = \frac{E_1 t_1^3}{3(1 - \nu_2^2)} + \frac{E_2 t_2^3}{3(1 - \nu_2^2)} + \frac{E_2 t_1 t_2 (t_1 + t_2)}{1 - \nu_2^2} - \frac{[E_1 t_1^2 / (2(1 - \nu_1^2)) + E_2 t_2^2 / 2(1 - \nu_2^2) + E_2 t_1 t_2 / (1 - \nu_2^2)]^2}{E_1 t_1 / (1 - \nu_1^2) + E_2 t_2 / (1 - \nu_2^2)}$$

$$\nu = \frac{\nu_1 t_1 + \nu_2 t_2}{t_1 + t_2}$$

Donde:  $P$  es la carga en Newtons;  $t_1$  o  $t_a$  es el espesor del recubrimiento en milímetros;  $t_2$  o  $t_n$  es el espesor del núcleo en milímetros;  $a$  es el radio del área de soporte en milímetros;  $b$  es el radio del área sometida a carga en milímetros;  $r$  es el radio de la muestra en milímetros;  $\nu_a$  o  $\nu_1$  es el coeficiente de Poisson del recubrimiento;  $\nu_b$  o  $\nu_2$  es el coeficiente de Poisson del núcleo;  $\nu_e$  es el coeficiente de Poisson equivalente;  $E_a$  o  $E_1$  es el módulo de Young del recubrimiento; y  $E_b$  o  $E_2$  es el módulo de Young del núcleo.

Fórmula de la norma ISO 6872:

$$\delta = \frac{-0,2387P(X - Y)}{d^2}$$

Donde:  $P$  es la carga en Newtons,  $d$  es el espesor de la muestra,

$$X = (1+n) \ln \left( \frac{B}{C} \right)^2 + \left[ \frac{(1-\nu)}{2} \right] \left( \frac{B}{C} \right)^2$$

$$Y = (1+n) \left[ 1 + \ln \left( \frac{A}{C} \right)^2 \right] + (1-\nu) \left( \frac{A}{C} \right)^2$$

Donde:  $\nu$  es el coeficiente de Poisson,  $A$  es el radio del círculo de soporte en milímetros,  $B$  es el radio del área sometida a carga en milímetros y  $C$  es el radio del espécimen en milímetros.

Las dimensiones de las muestras se midieron en milímetros con un calibre pie de rey digital (Ref. 500-181-21; Mitutoyo®, Aurora, USA) . Los

valores correspondientes al módulo de Young y al coeficiente de Poisson de cada uno de los materiales utilizados se reflejan en la tabla 3.18<sup>74-83</sup>.

Material	Módulo de Young	Coeficiente de Poisson
Óxido de Circonio	210 Gpa.	0.25
Disilicato de litio	95 Gpa.	0.25
Aleación noble	115 Gpa.	0.30
Aleación base	662 Gpa.	0.30
Porcelana de recubrimiento	64 Gpa.	0.25

Tabla 3.18. Módulo elástico y Coeficiente de Poisson de los materiales utilizados en el estudio.

Los valores de tensión que elegimos para desarrollar las fórmulas fueron aquellos en los que se producía el primer daño en el recubrimiento (descrito en la literatura como *chipping*) o primer pico de la curva tensión-deformación; así como, la tensión a la que se rompía o desprendía la cerámica de recubrimiento o bien se rompía la muestra por completo.

## 6. ANÁLISIS ESTADÍSTICO

El análisis estadístico se realizó con el programa informático SPSS Versión 19 (IBM, Armonk, Nueva York, USA).

En primer lugar, se realizó la valoración de los datos a nivel descriptivo y posteriormente se sometieron a pruebas de estadística inferencial.

# *RESULTADOS*

## 1. INTRODUCCIÓN

La estadística se define como el conjunto de métodos que permiten recoger, clasificar, representar y resumir datos con el fin de obtener conclusiones científicas. Por lo tanto, el análisis estadístico es esencial para poder responder con certeza al problema planteado en una investigación.

En primer lugar, se realizó un examen descriptivo de los datos mediante índices de tendencia central, de dispersión, de posición y de forma. A continuación, se procedió al estudio estadístico inferencial utilizando el análisis de la variancia uni y bifactorial. Antes de su aplicación se verificó la normalidad de los grupos (Kolgomorov-Smirnov) y la homogeneidad de sus variancias (Levene). En los casos en los que el ANOVA resultó estadísticamente significativo se empleó el test “a posteriori” de comparaciones múltiples de Tukey y/o de Bonferroni. El análisis estadístico completo puede consultarse íntegramente en el Apéndice (Anexo I, pág. 221).



## 2. ANÁLISIS DE LA RUGOSIDAD SUPERFICIAL

### 2. 1. CONSIDERACIONES PREVIAS

En aras de una mayor claridad y sencillez en la presentación de los resultados, este capítulo se ha dividido en dos grandes apartados: estadística descriptiva, donde se expone solamente la media y la desviación estándar de cada grupo experimental junto con sus correspondientes diagramas de caja; y estadística inferencial, donde se comparan las medias de los diferentes grupos.

Como señalamos anteriormente, para describir la rugosidad superficial, se utilizaron los parámetros  $R_a$  (media aritmética de todas las distancias absolutas del perfil de rugosidad) y  $R_z$  (media de los cinco picos máximos de desnivel en altura). Para averiguar el grado de correlación existente entre ambas variables, realizamos el test de correlación de Pearson, que resultó significativo ( $p \leq 0,01$ ) en todos los casos (Tabla 4.1). En vista de estos resultados y con el fin de simplificar el análisis estadístico, solamente se utilizó la variable  $R_a$ .

Par	N	Correlación	Significación
$R_a$ y $R_z$			
Muestras Glaseadas	90	0.814	0.000
$R_a$ y $R_z$			
Muestras Fresadas	60	0.855	0.000
$R_a$ y $R_z$			
Muestras Pulidas	30	0.513	0.004

Tabla 4.1. Resultados del test de correlación de Pearson.

Para descartar una pérdida de masa de las muestras tras ser analizadas mediante el rugosímetro (ver apartado de material y método), se pesaron antes y después de las mediciones. Los resultados de estas mediciones pueden consultarse en la tabla 4.2.

Muestra	Peso Pre-Medición (Gramos)	Peso Post-Medición (Gramos)
1A11	0,93	0,91
1A12	0,91	0,91
1A13	0,94	0,94
1A14	0,90	0,89
1A15	0,95	0,95
1B11	2,45	2,45
1B12	2,54	2,53
1B13	2,36	2,36
1B14	2,51	2,51
1B15	2,61	2,61
2A11	2,20	2,20
2A12	2,30	2,29
2A13	2,26	2,26
2A14	2,39	2,38
2A15	2,19	2,19
2B11	2,51	2,51
2B12	2,39	2,38
2B13	2,44	2,44

Muestra	Peso Pre-Medición (Gramos)	Peso Post-Medición (Gramos)
2B14	2,44	2,44
2B15	2,33	2,33
3A11	1,70	1,70
3A12	1,76	1,76
3A13	1,84	1,84
3A14	1,82	1,82
3A15	1,84	1,84
3B11	1,78	1,78
3B12	1,69	1,69
3B13	1,76	1,76
3B14	1,74	1,74
3B15	1,72	1,72

Tabla 4.2. Peso de las muestras antes y después de realizar la rugosimetría .

## 2. 2. ESTADISTICA DESCRIPTIVA

### 2. 2. 1. RUGOSIDAD POR TRATAMIENTO SUPERFICIAL

Los valores  $R_a$  promedios de las muestras glaseadas, fresadas y pulidas aparecen reflejados en la tabla 4.3 y la distribución de los valores en la figura 4.1.

Grupo Experimental	Media	D.E.
Muestras Glaseadas	1.906	0.445
Muestras Fresadas	3.510	0.722
Muestras Pulidas	1.696	1.082

Tabla 4.3. Valores  $R_a$  por tratamiento superficial (en  $\mu\text{m}$ ).

## 2. 2. 2. RUGOSIDAD POR TRATAMIENTO SUPERFICIAL Y MATERIALES

Los valores  $R_a$  promedios por tratamiento superficial y materiales se exponen en la tabla 4.4 y la distribución de los valores en la figura 4.2.

Grupo	Muestras Glaseadas		Muestras Fresadas		Muestras Pulidas	
Experimental	Media	D.E.	Media	D.E.	Media	D.E.
D/FC	1.819	0.297	3.575	0.694	1.735	0.521
Z/AL	1.913	0.531	3.295	0.647	1.629	0.810
N/FC	2.076	0.437	3.773	0.938	2.597	2.133
N/FF	1.269	0.492	3.207	0.325	0.852	0.183
B/FC	1.961	0.532	3.701	1.070	1.759	0.901
B/FF	1.380	0.303	3.511	0.662	1.605	0.489

Tabla 4.4. Valores  $R_a$  por tratamiento superficial y materiales (en  $\mu\text{m}$ ).

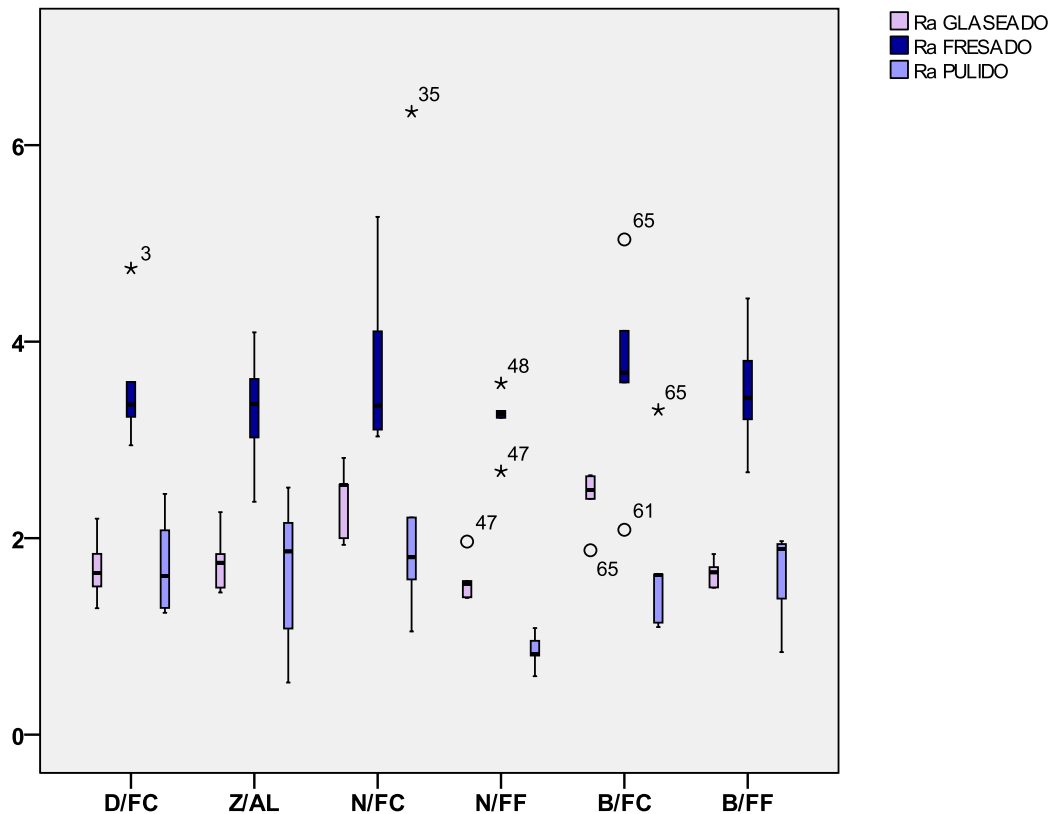


Figura 4.2. Box-plot de los valores  $R_a$  por tratamiento superficial y materiales.

## 2. 3. ESTADISTICA INFERENCIAL

### 2. 3. 1. RUGOSIDAD POR TRATAMIENTO SUPERFICIAL

El análisis de la variancia para muestras repetidas encontró diferencias estadísticamente significativas entre los tres tratamientos superficiales ( $F_{(2, 88)} = 53.197$ ;  $p \leq 0.0001$ ). Rechazada la hipótesis nula, se procedió a la comparación por pares aplicando el ajuste para comparaciones múltiples de Bonferroni, para detectar entre que grupos se producían dichas diferencias (Tabla 4.5). De estos datos, se dedujeron los siguientes resultados:

- Existían diferencias estadísticamente significativas en la rugosidad superficial entre las muestras glaseadas y las muestras fresadas.
- Existían diferencias estadísticamente significativas en la rugosidad superficial entre las muestras fresadas y las muestras pulidas.
- No existían diferencias estadísticamente significativas en la rugosidad superficial entre las muestras glaseadas y las muestras pulidas.

Comparación		Significación
Muestras Glaseadas	Muestras Fresadas	0.000
	Muestras Pulidas	0.830
Muestras Fresadas	Muestras Glaseadas	0.000
	Muestras Pulidas	0.000
Muestras Pulidas	Muestras Glaseadas	0.830
	Muestras Fresadas	0.000

Tabla 4.5. Resultado del ajuste para comparaciones múltiples de Bonferroni.

### 2. 3. 2. RUGOSIDAD POR MATERIALES

El análisis de la variancia de medidas repetidas con dos factores de interacción (material de núcleo & material de recubrimiento), no encontró diferencias estadísticamente significativas entre los distintos núcleos ( $F_{(2, 88)} = 0.049$ ;  $p \leq 0.826$ ) 0.0001. Sin embargo, si encontró diferencias estadísticamente significativas en función del recubrimiento ( $F_{(2, 88)} = 13.58$ ;  $p \leq 0.001$ ) (Tabla 4.6).

Origen	Media Cuadrática	Significación
Intersección	468.043	0.000
Núcleo	0.027	0.826
Recubrimiento	7.419	0.001
Núcleo x Recubrimiento	1.655	0.095
Error	0.546	

Tabla 4.6. Resultados del ANOVA bifactorial.

Asumida la diferencia de medias, se aplicó un test “a posteriori” de comparaciones múltiples de Tukey para determinar entre que materiales de recubrimientos existían diferencias (Tabla 4.7).

Comparación		Significación
IPS e.max Ceram	Lava Ceram	0.978
	IPS InLine	0.276
	IPS d.Sign	0.657
Lava Ceram	IPS e.max Ceram	0.978
	IPS InLine	0.124
	IPS d.Sign	0.896
IPS InLine	IPS e.max Ceram	0.276
	Lava Ceram	0.124
	IPS d.Sign	0.006
IPS d.Sign	IPS e.max Ceram	0.657
	Lava Ceram	0.896
	IPS InLine	0.006

Tabla 4.7. Resultados del test de comparaciones múltiples de Tukey.

Como se puede observar, se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre la cerámica de recubrimiento feldespática convencional IPS Inline® y la cerámica de recubrimiento con fluorapatita IPS d.Sign®, obteniéndose valores de Ra menores para esta última (fig. 4.3.).

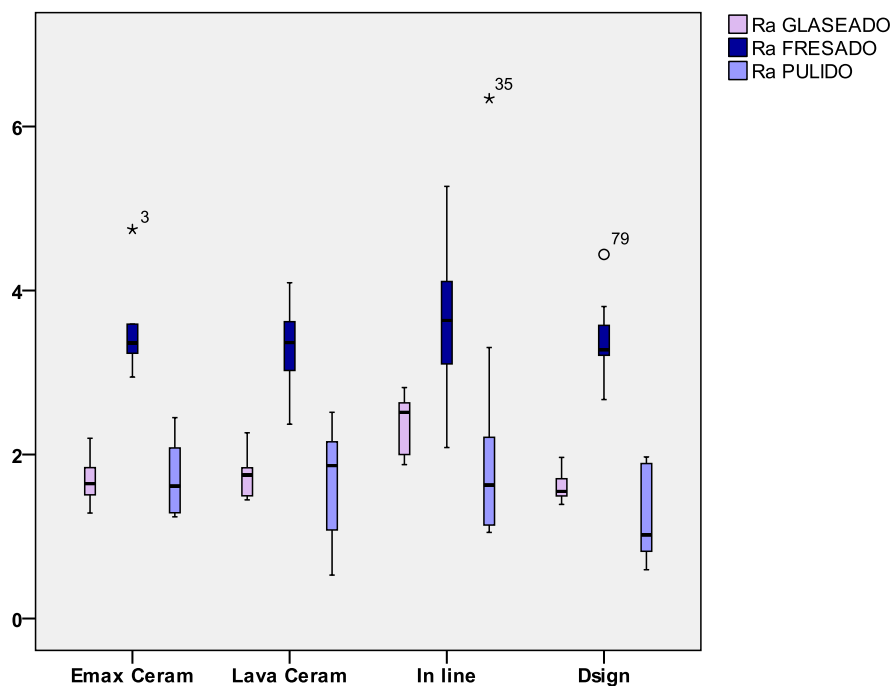


Fig. 4.3. Box-plot de los valores de Ra según tratamiento superficial y materiales de recubrimiento que mostraron diferencias estadísticamente significativas.

### 3. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL

Las imágenes obtenidas de las superficies cerámicas mediante microscopía electrónica de barrido (x 1000) mostraron diferencias apreciables entre los distintos tratamientos superficiales; siendo muestras más irregulares y presentando poros de mayor tamaño aquellas que habían sido fresadas y/o pulidas tras el fresado (Figs. 4.4 y 4.5).



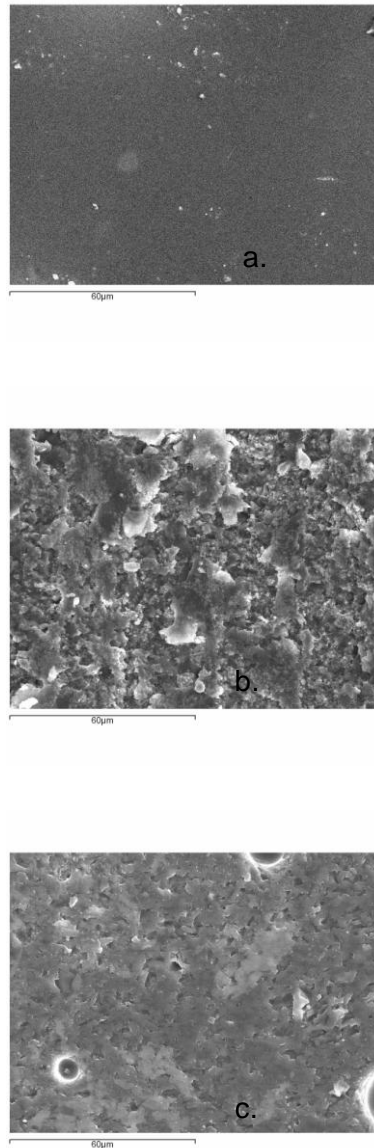


Figura 4.4. Muestra del grupo N/FC glaseada (a), fresada (b) y pulida (c), donde puede apreciarse la diferencia de rugosidad entre los distintos tratamientos superficiales.

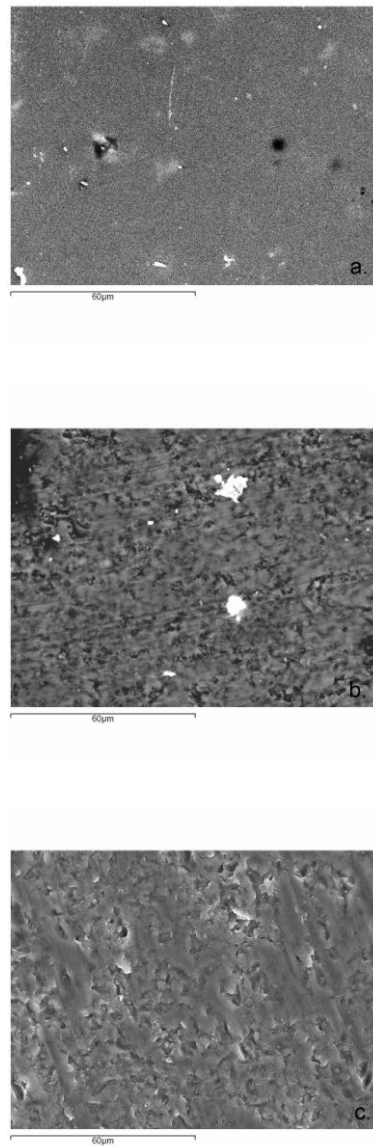


Figura 4.5. Muestra del grupo B/FF glaseada (a), fresada (b) y pulida (c), donde puede apreciarse la diferencia de rugosidad entre los distintos tratamientos superficiales

## 4. ANÁLISIS DE LA RESISTENCIA A LA FRACTURA

### 4. 1. CONSIDERACIONES PREVIAS

En aras de una mayor claridad y sencillez en la presentación de los resultados, este capítulo se ha dividido en dos grandes apartados: estadística descriptiva, donde se expone solamente la media y la desviación estándar de cada grupo experimental; y estadística inferencial, donde se comparan las medias de los diferentes grupos.

Como ya señalamos, los valores de tensión que elegimos para analizar las propiedades mecánicas fueron aquellos en los que se producía el primer daño en el recubrimiento (descrito en la literatura como *chipping*) o primer pico de la curva tensión-deformación, valor que denominamos en el presente trabajo como “Resistencia al Primer Daño”; así como, la tensión a la que se rompía o desprendía la cerámica de recubrimiento o bien se rompía la muestra por completo, valor que denominamos en el presente trabajo como “Resistencia a la fractura”.

Todos los valores obtenidos en los tests de resistencia biaxial, expresados en Newtons (N) pueden consultarse en el Apéndice (Anexo II, pág. 251). Dos muestras (una del grupo Z/AL y otra del grupo N/FC) fueron excluidas del análisis porque el test de resistencia no se realizó con los parámetros adecuados.

### 4. 2. ESTADISTICA DESCRIPTIVA

#### 4. 2. 1. RESISTENCIA A LA FRACTURA POR TRATAMIENTO SUPERFICIAL

Los valores en los que se produjo el primer daño de las muestras, aplicando la fórmula de Roark, aparecen reflejados en la tabla 4.8.

Grupo Experimental	Media	D.E.
Muestras Glaseadas	337.13	298.12
Muestras Fresadas	200.2	121.72
Muestras Pulidas	970.95	1130.93

Tabla 4.8. Valores de resistencia al primer daño obtenidos en el test de resistencia biaxial expresados en MPa según la fórmula propuesta por Roark.

Los valores en los que se produjo el primer daño de las muestras, aplicando la fórmula de Hsueh, aparecen reflejados en la tablas 4.9.

Grupo Experimental	Media	D.E.
Muestras Glaseadas	28.58	25.52
Muestras Fresadas	16.27	7.86
Muestras Pulidas	61.59	63.27

Tabla 4.9. Valores de resistencia al primer daño obtenidos en el test de resistencia biaxial expresados en MPa según la fórmula propuesta por Hsueh.

Los valores en los que se produjo el primer daño de las muestras, aplicando la fórmula ISO 6872, aparecen reflejados en la tabla 4.10.

Grupo Experimental	Media	D.E.
Muestras Glaseadas	1368.45	1269.30
Muestras Fresadas	771.02	281.29
Muestras Pulidas	2914.8	2926.39

Tabla 4.10. Valores de resistencia al primer daño obtenidos en el test de resistencia biaxial expresados en MPa según la fórmula propuesta por la norma ISO 6872.

Los valores de resistencia a la fractura de las muestras, aplicando la fórmula de Roark, aparecen reflejados en la tabla 4.11.

Grupo Experimental	Media	D.E.
Muestras Glaseadas	421.79	337.48
Muestras Fresadas	245.79	135.24
Muestras Pulidas	1478.88	1053.36

Tabla 4.11. Valores de resistencia a la fractura obtenidos en el test de resistencia biaxial expresados en MPa según la fórmula propuesta por Roark.

Los valores de resistencia a la fractura de las muestras, aplicando la fórmula de Hsueh, aparecen reflejados en la tabla 4.12.

Grupo Experimental	Media	D.E.
Muestras Glaseadas	37.07	30.81
Muestras Fresadas	20.87	11.32
Muestras Pulidas	101.87	55.68

Tabla 4.12. Valores de resistencia a la fractura obtenidos en el test de resistencia biaxial expresados en MPa según la fórmula propuesta por Hsueh.

Los valores de resistencia a la fractura de las muestras, aplicando la fórmula ISO 6872, aparecen reflejados en la tabla 4.13.

Grupo Experimental	Media	D.E.
Muestras Glaseadas	1798.10	1584.29
Muestras Fresadas	999.60	528,71
Muestras Pulidas	5063.47	2802.52

Tabla 4.13. Valores de resistencia a la fractura obtenidos en el test de resistencia biaxial expresados en MPa según la fórmula propuesta por la norma ISO 6872.

La distribución de los valores de la resistencia al primer daño y a la fractura de las muestras, aplicando la fórmula de Hsueh, aparece reflejada en la figura 4.6.

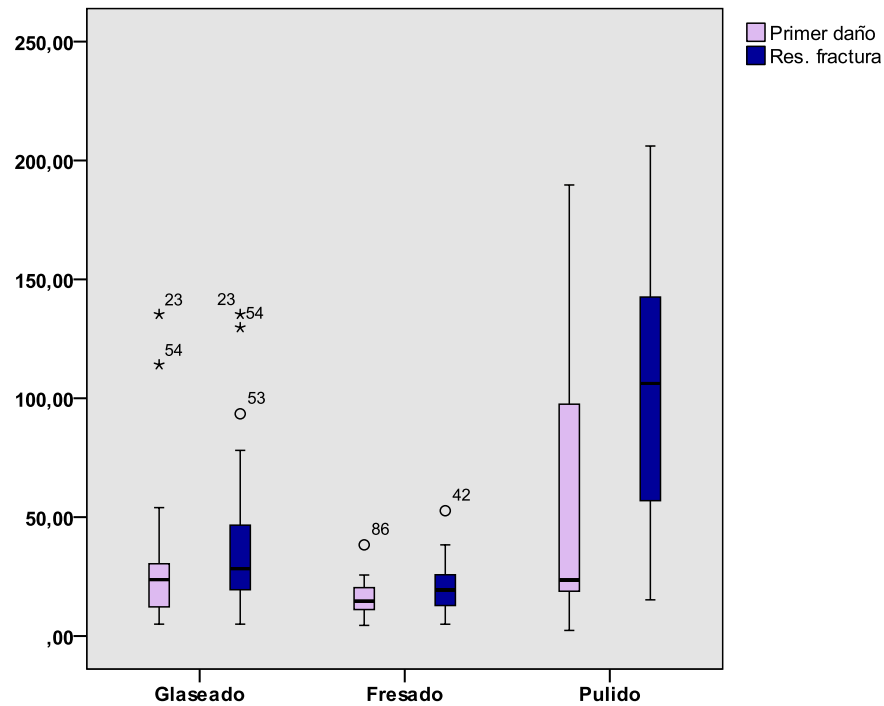


Figura 4.6. Box-plot de la resistencia mecánica por tratamiento superficial.

Para averiguar el grado de correlación existente entre los datos obtenidos al utilizar las diferentes fórmulas (Roark, Hsueh e ISO) realizamos el test de correlación de Pearson, que resultó significativo ( $p \leq 0,01$ ) en todos los casos (Tabla 4.14), así como la prueba no paramétrica Rho de Spearman, que arrojó idénticos resultados. Estos datos pueden consultarse en el apéndice XX (anexo estadístico, pág. XXX). Por este motivo y con el fin de simplificar el análisis estadístico, solamente se utilizaron los datos obtenidos con la fórmula propuesta por Hsueh et al<sup>74</sup>.

Par	N	Correlación	Significación
Resistencia al primer daño			
Roark & Hsueh	88	0.980	0.000
Resistencia al primer daño			
Roark & ISO	88	0.968	0.000
Resistencia al primer daño			
Hsueh & ISO	88	0.991	0.000
Resistencia a la fractura			
Roark & Hsueh	88	0.964	0.000
Resistencia al primer daño			
Roark & ISO	88	0.931	0.000
Resistencia al primer daño			
Hsueh & ISO	88	0.988	0.000

Tabla 4.14. Resultados del test de correlación de Pearson.

#### 4. 2. 2. RESISTENCIA A LA FRACTURA POR MATERIALES

Los valores de resistencia, aplicando la fórmula de Hsueh, por materiales se exponen en la tabla 4.15, y la distribución de los valores en la figura 4.7



Grupo Experimental	Resistencia al primer daño		Resistencia a la fractura	
	Media	D.E.	Media	D.E.
D/FC	13.64	6.74	13.9	6.60
Z/AL	27.18	34.65	37.50	31.23
N/FC	24.27	10.45	75.65	41.62
N/FF	24.35	10.45	49.86	37.91
B/FC	69.07	60.72	69.07	60.72
B/FF	48.72	53.72	62.19	66.30

Tabla 4.15. Valores de resistencia a la fractura por materiales (en MPa).

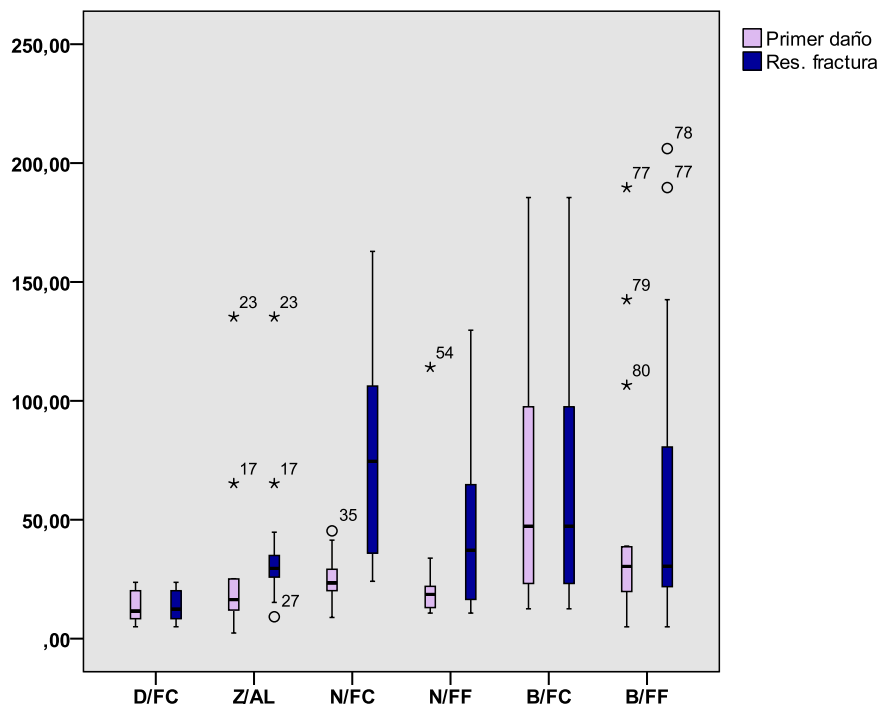


Figura 4.7. Box-plot de la resistencia mecánica por materiales.

#### 4. 2. 3. RESISTENCIA A LA FRACTURA POR TRATAMIENTO SUPERFICIAL Y MATERIALES

Los valores de resistencia, aplicando la fórmula de Hsueh, por tratamiento superficial y materiales se exponen en las tablas 4.16 y 4.17, y la distribución de los valores en las figuras 4.8 y 4.9.

Grupo	Muestras glaseadas		Muestras fresadas		Muestras Pulidas	
	Media	D.E.	Media	D.E.	Media	D.E.
D/FC	20.73	1.31	13.17	6.06	7.01	1.50
Z/AL	40.10	53.44	16.54	8.94	22.79	25.32
N/FC	30.69	6.23	13.67	6.65	26.35	10.67
N/FF	44.02	39.49	13.69	3.09	15.36	3.78
B/FC	44.57	9.69	18.66	5.19	143.97	42.96
B/FF	28.34	3.93	18.33	12.95	99.5	70.86
Total	26,74	26,39	15,03	8,05	20,04	11,06

Tabla 4.16. Valores de resistencia al primer daño por tratamiento superficial y materiales (en MPa).

Grupo	Muestras glaseadas		Muestras fresadas		Muestras Pulidas	
	Media	D.E.	Media	D.E.	Media	D.E.
D/FC	20.73	1.31	13.95	5.58	7.03	1.49
Z/AL	50.58	47.38	19.79	8.97	38.58	18.32
N/FC	60.32	22.08	36.86	11.82	122	23.52
N/FF	71.03	41.68	13.68	3.09	64.88	28.38
B/FC	44.57	9.69	18.66	5.19	143.97	42.96
B/FF	28.34	3.93	18.33	12.95	139.91	61.75
Total	49.44	35.61	30.14	13,29	87.17	5.19

Tabla 4.17. Valores de resistencia a la fractura por tratamiento superficial y materiales (en MPa).

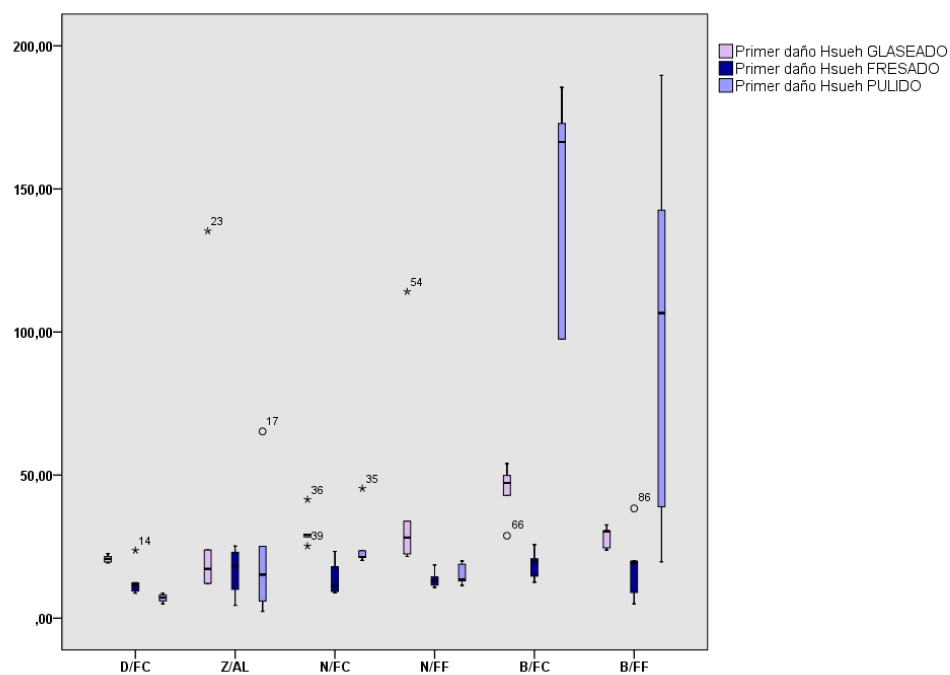


Figura 4.8. Box-plot de la resistencia al primer daño por tratamiento superficial y materiales.

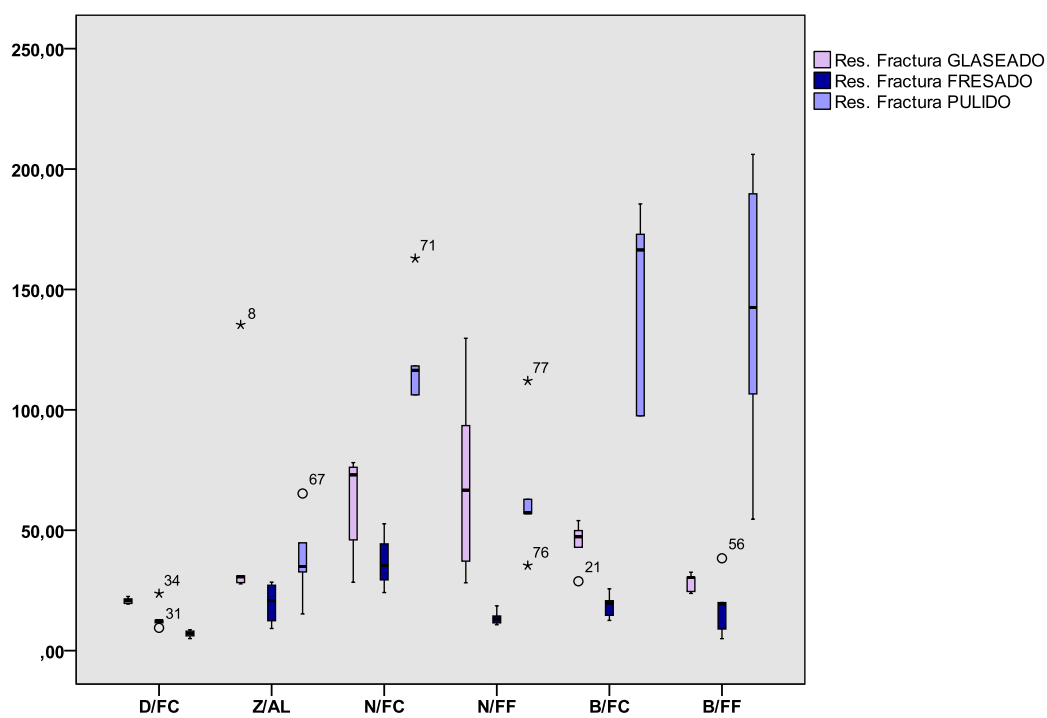


Figura 4.9. Box-plot de la resistencia al primer daño por tratamiento superficial y materiales.

## 4. 3. ESTADISTICA INFERENCIAL

### 4. 3. 1. RESISTENCIA A LA FRACTURA POR TRATAMIENTO SUPERFICIAL

El análisis de la variancia para muestras independientes encontró diferencias estadísticamente significativas entre los tres tratamientos superficiales al analizar la resistencia al primer daño ( $F_{(2, 86)} = 9.48$ ;  $p \leq 0.0001$ ), así como la resistencia a la fractura ( $F_{(2, 86)} = 34.72$ ;  $p \leq 0.0001$ ). Rechazada la hipótesis nula, se procedió a la comparación post hoc por pares aplicando el ajuste para comparaciones múltiples de Tukey, para detectar entre que grupos se producían dichas diferencias (Tabla 4.18). De estos datos, se dedujeron los siguientes resultados:

- No existían diferencias estadísticamente significativas en la resistencia, tanto al primer daño como a la fractura entre las muestras glaseadas y las muestras fresadas.
- Existían diferencias estadísticamente significativas en la resistencia, tanto al primer daño como a la fractura entre las muestras fresadas y las muestras pulidas, siendo éstas más resistentes.
- Existían diferencias estadísticamente significativas en la resistencia, tanto al primer daño como a la fractura entre las muestras glaseadas y las muestras pulidas, siendo éstas más resistentes.

Comparación		Significación	
		Resistencia	Resistencia
		al primer daño	a la fractura
Muestras Glaseadas	Muestras Fresadas	0.434	0.215
	Muestras Pulidas	0.003	0.000
Muestras Fresadas	Muestras Glaseadas	0.434	0.215
	Muestras Pulidas	0.000	0.000
Muestras Pulidas	Muestras Glaseadas	0.003	0.000
	Muestras Fresadas	0.000	0.000

Tabla 4.18. Resultados del test de comparaciones múltiples de Tukey.

#### 4. 3. 2. RESISTENCIA A LA FRACTURA POR MATERIALES

El análisis de la variancia bifactorial (tratamiento superficial & materiales) encontró diferencias estadísticamente significativas entre los distintos grupos experimentales cuando se analizaba la resistencia al primer daño ( $F_{(5, 83)}=8.42$ ;  $p \leq 0.0001$ ), así como la resistencia a la fractura  $F_{(5, 83)}=7.41$ ;  $p \leq 0.0001$  (Tabla 4.17).

	Origen	Media Cuadrática	Significación
Intersección	Resistencia al primer daño	106356.86	0.000
	Resistencia a la fractura	241108.95	0.000
Tratamiento Superficial	Resistencia al primer daño	12324.98	0.000
	Resistencia a la fractura	39784.96	0.000
Materiales	Resistencia al primer daño	5804.63	0.000
	Resistencia a la fractura	5124.57	0.000
Tratamiento SuperficialxMateriales	Resistencia al primer daño	5294.97	0.000
	Resistencia a la fractura	4725.75	0.000
Error	Resistencia al primer daño	703.09	
	Resistencia a la fractura	691.95	

Tabla 4.19. Resultados del ANOVA bifactorial.

Asumida la diferencia de medias, se aplicó un test “a posteriori” de comparaciones múltiples de Tukey para determinar entre qué materiales existían diferencias (Tabla 4.20).

En relación a la resistencia al primer daño:

- Existían diferencias estadísticamente significativas entre el grupo B/FC y el resto de los grupos, exceptuando el grupo B/FF, hallando valores más altos para el primero.
- Existían diferencias estadísticamente significativas entre el grupo B/FF y D/FC, hallando valores más altos para el primero.

En relación a la resistencia a la fractura:

- Existían diferencias estadísticamente significativas entre el grupo D/FC y el resto de los grupos, exceptuando el grupo Z/AL, hallándose valores más bajos para el primero.
- Existían diferencias estadísticamente significativas entre el grupo Z/AL y los grupos N/FC y B/FC, hallándose valores más bajos para el primero.

Comparación		Significación	
		Resistencia al primer daño	Resistencia a la fractura
D/FC	Z/AL	0.742	0.165
	N/FC	0.888	0.000
	N/FF	0.877	0.005
	B/FC	0.000	0.000
	B/FF	0,007	0.000
Z/AL	D/FC	0.742	0.165
	N/FC	1.000	0.003
	N/FF	1.000	0.803
	B/FC	0.001	0.022
	B/FF	0.257	0.130
N/FC	D/FC	0.888	0.000
	Z/AL	1.000	0.003
	N/FF	1.000	0.101
	B/FC	0.000	0.984
	B/FF	0.143	0.741



Comparación		Significación	
		Resistencia	Resistencia
		al primer daño	a la fractura
N/FF	D/FC	0.877	0.005
	Z/AL	1.000	0.803
	N/FC	1.000	0.101
	B/FC	0.000	0.353
	B/FF	0.133	0.793
B/FC	D/FC	0.000	0.000
	Z/AL	0.001	0.022
	N/FC	0.000	0.984
	N/FF	0.000	0.353
	B/FF	0.296	0.979
B/FF	D/FC	0.007	0.000
	Z/AL	0.257	0.130
	N/FC	0.143	0.741
	N/FF	0.133	0.793
	B/FC	0.296	0.979

Tabla 4.20. Resultados del test de comparaciones múltiples de Tukey.

Con el fin de obtener una mayor información acerca de estas diferencias, se procedió a analizar las muestras en función del núcleo y en función del recubrimiento, por separado.

## 4. 3. 2. 1. RESISTENCIA A LA FRACTURA POR MATERIALES DE RECUBRIMIENTO

El análisis de la variancia bifactorial (tratamiento superficial & material de recubrimiento) no encontró diferencias significativas en función del recubrimiento al analizar la resistencia al primer daño ( $F_{(3, 85)} = 2.54$ ;  $p \leq 0.062$ ), pero sí al analizar la resistencia a la fractura ( $F_{(3, 8)} = 9.57$ ;  $p \leq 0.0001$ ) (Tabla 4.21).

	Origen	Media Cuadrática	Significación
Intersección	Resistencia al primer daño	78871.853	0.000
	Resistencia a la fractura	172524.615	0.000
	Resistencia al primer daño	15740.736	0.004
	Resistencia a la fractura	52769.654	0.000
Recubrimiento	Resistencia al primer daño	10178.938	0.062
	Resistencia a la fractura	26154.630	0.000
	Resistencia al primer daño	8922.488	0.165
	Resistencia a la fractura	17808.353	0.000
Error	Resistencia al primer daño	104111.874	
	Resistencia a la fractura	71070.169	

Tabla 4.21. Resultados del ANOVA bifactorial.

Asumida la diferencia de medias, se aplicó un test “a posteriori” de comparaciones múltiples de Tukey para determinar entre qué materiales de recubrimientos existían diferencias (Tabla 4.22), obteniéndose los siguientes resultados:

- Se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre la cerámica IPS e.max Ceram y las cerámicas IPS InLine e IPS d.Sign, hallando valores más bajos para la primera.
- Se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre la cerámica Lava Ceram y la cerámica IPS InLine, hallando valores más bajos para la primera.

Comparación		Significación
IPS e.max Ceram	Lava Ceram	0.161
	IPS InLine	0.000
	IPS d.Sign	0.000
Lava Ceram	IPS e.max Ceram	0.161
	IPS InLine	0.004
	IPS d.Sign	0.238
IPS InLine	IPS e.max Ceram	0.000
	Lava Ceram	0.004
	IPS d.Sign	0.174
IPS d.Sign	IPS e.max Ceram	0.000
	Lava Ceram	0.238
	IPS InLine	0.174

Tabla 4.22. Resultados del test de comparaciones múltiples de Tukey.

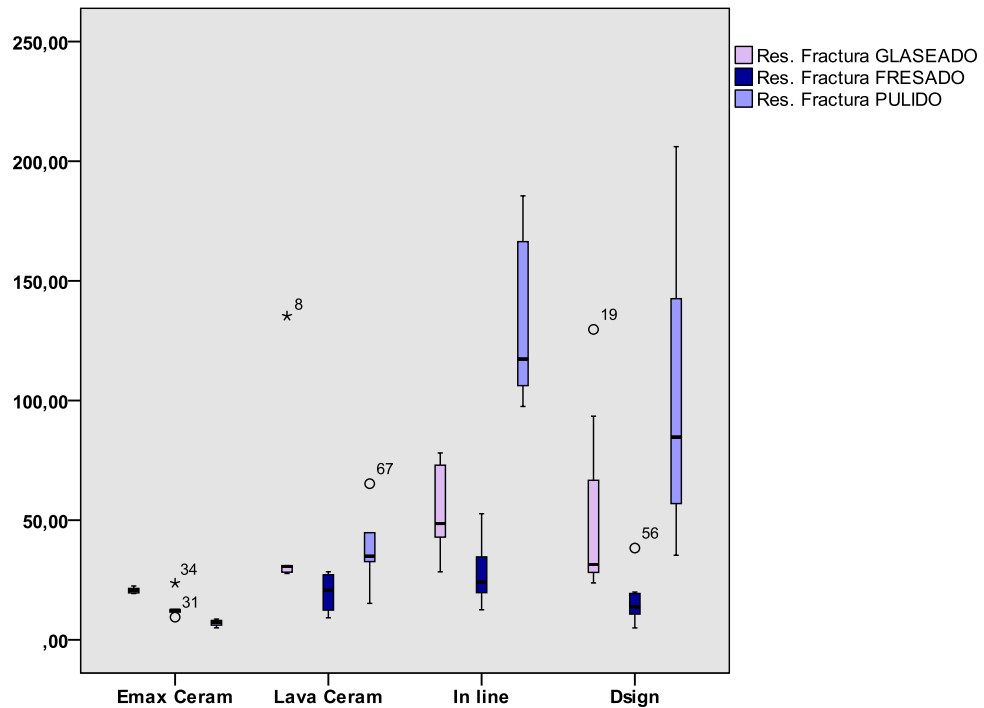


Figura 4.10. Box-plot de la resistencia a la fractura por material de recubrimiento.

#### 4. 3. 2. 2. RESISTENCIA A LA FRACTURA POR MATERIALES DE NÚCLEO

El análisis de la variancia bifactorial (tratamiento superficial & material de núcleo) encontró diferencias significativas en función del material de núcleo al analizar la resistencia al primer daño ( $F_{(3,85)} = 12.26$ ;  $p \leq 0.0001$ ), así como al analizar la resistencia a la fractura ( $F_{(3,85)} = 10.10$ ;  $p \leq 0.0001$ ) (Tabla 4.23).

	Origen	Media Cuadrática	Significación
Intersección	Resistencia al primer daño	78728.412	0.000
	Resistencia a la fractura	172312.382	0.000
Tratamiento superficial	Resistencia al primer daño	15816.828	0.000
	Resistencia a la fractura	52896.186	0.000
Núcleo	Resistencia al primer daño	26860.431	0.000
	Resistencia a la fractura	23373.995	0.000
Tratamiento superficial x Núcleo	Resistencia al primer daño	39136.237	0.000
	Resistencia a la fractura	31689.212	0.000
Error	Resistencia al primer daño	56971.737	
	Resistencia a la fractura	60159.908	

Tabla 4.23. Resultados del ANOVA bifactorial.

Asumida la diferencia de medias, se aplicó un test “a posteriori” de comparaciones múltiples de Tukey para determinar entre qué materiales de núcleo existían diferencias (Tabla 4.24).

En relación a la resistencia al primer daño:

- Se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre la aleación base y el resto de materiales de núcleo, hallando valores más altos para el primero.
- No se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre el disilicato de litio y el óxido de circonio.

En relación a la resistencia a la fractura:

- Se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre el disilicato de litio y las aleaciones base y noble, hallando valores más bajos para el primero.
- Se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre el óxido de circonio y las aleaciones base y noble, hallando valores más bajos para el primero.
- No se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre la aleación base y la aleación noble.
- No se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre el disilicato de litio y el óxido de circonio.

Comparación		Significación	
		Resistencia al primer daño.	Resistencia a la fractura.
Disilicato de litio	Óxido de circonio	0.535	0.110
	Aleación noble	0.602	0.000
	Aleación base	0.000	0.000
Óxido de circonio	Disilicato de litio	0.535	0.110
	Aleación noble	0.988	0.037
	Aleación base	0.003	0.013
Aleación noble	Disilicato de litio	0.602	0.000
	Óxido de circonio	0.988	0.037
	Aleación base	0.000	0.968
Aleación base	Disilicato de litio	0.000	0.000
	Óxido de circonio	0.003	0.013
	Aleación noble	0.000	0.968

Tabla 4.24. Resultados del test de comparaciones múltiples de Tukey.

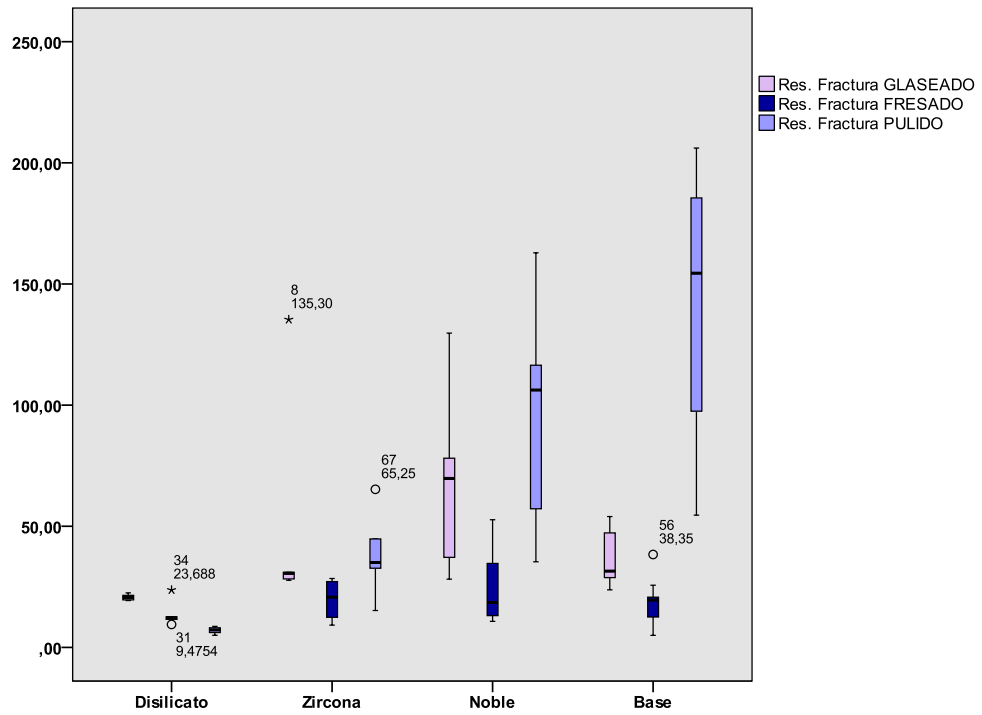


Figura 4.11. Box-plot de la resistencia a la fractura por tratamiento superficial y material de núcleo.

# *DISCUSIÓN*



## 1. SOBRE EL MATERIAL Y MÉTODO

### 1. 1. DISEÑO DE LAS MUESTRAS

Las muestras se confeccionaron como discos de 16 milímetros de diámetro y 1,6 milímetros de grosor, siguiendo la especificación número 69-1991 de ANSI/ADA<sup>69</sup>. En la literatura encontramos una falta de consenso en cuanto a la forma y dimensiones adecuadas para realizar este tipo de investigaciones. La mayoría de los autores utilizan discos de entre 5 y 12 mm. de diámetro<sup>58,59,84-86</sup> o barras desde 8 hasta 25 mm. de longitud<sup>87-89</sup>. En nuestro estudio, nos pareció adecuado seguir las especificaciones de la ADA con el objetivo de estandarizar la sistemática en estos trabajos. El grosor es muy similar al que suelen tener las coronas en prótesis fija que se emplean en la práctica clínica. Además, el tamaño y la forma son adecuados para el análisis de la rugosidad superficial mediante el rugosímetro, el cual necesita superficies planoparalelas para su correcto funcionamiento.

El área de fresado se delimitó mediante un cuadrado, para facilitar la lectura del rugosímetro<sup>31,88</sup>, ya que este aparato realiza las mediciones en línea recta. El centro del cuadrado se hizo coincidir con el de la muestra, para que fuese más fácil volver a marcarlo en caso de que se borrara durante el fresado y pulido. No se fresaron los discos enteros porque en la práctica clínica las reducciones del recubrimiento cerámico suelen ser mínimas y el objetivo del presente trabajo era acercarnos lo más posible a lo que ocurre en la realidad clínica diaria. Sin embargo se fresó un área de tamaño suficiente (6 x 6 mm.) para poder realizar las mediciones adecuadas con el rugosímetro.

### 1. 2. FRESADO Y PULIDO

En cuanto al procedimiento utilizado para fresar las muestras, Ahmad R. et al.<sup>90</sup> estandarizaron la presión ejercida sobre las muestras, además de la velocidad, grano de fresa, tiempo, dirección y área de fresado. Para ello, conectaron la pieza de mano de baja velocidad a un ordenador y a un sistema con brazos de soporte y pesas para controlar estos factores. Sin embargo, los autores no mencionan otros factores que pueden producir sesgos, tales como, si se utilizan discos nuevos en cada prueba, ya que el desgaste del disco también influye en la capacidad de pulido del mismo o si el fresado y pulido se realizaron con refrigeración. Además, aunque este protocolo puede servir para eliminar aquellos factores que pueden sesgar los resultados, es muy costoso y no reproduce las condiciones que ocurren en la clínica diaria, donde no es posible controlar la fuerza que se aplica al fresar o pulir una restauración.

Existen muchos otros estudios,<sup>31,57,58,85</sup> en los cuales el fresado se realiza de forma manual por un mismo operador, para simular las condiciones que se dan en la clínica diaria y únicamente se menciona el tamaño de grano de la fresa utilizada. En cuanto al pulido, también se realiza de forma manual, y se estandariza la secuencia y el tiempo de aplicación de los diferentes instrumentos de pulido (discos y pastas de pulir principalmente). En el presente trabajo se optó por esta metodología, en lugar de estandarizar mediante máquinas la presión ejercida durante el fresado y pulido.

En cuanto a utilizar una secuencia de fresas (normalmente tres), en orden decreciente según el tamaño del grano, para reducir el espesor de porcelana como se ha hecho en otras investigaciones,<sup>31,88,90</sup> nosotros preferimos utilizar una única fresa de grano medio siempre con refrigeración, para simular las condiciones clínicas habituales, según lo descrito por varios autores<sup>87,88,91</sup>.

Para pulir las muestras, elegimos el kit de pulido OptraFine F® (Ivoclar Vivadent) por su sencillez, ya que consta de un solo disco y se puede utilizar sin pastas pulidoras. En la actualidad, existen numerosos sistemas de pulido para cerámica dental, que podemos utilizar en la clínica. La mayoría de los estudios consultados utilizan principalmente el sistema de discos Sof-Lex (3M Espe)<sup>31,56,91</sup> o bien, abrasivos Super-Snap (Shofu)<sup>56,57,87</sup>. Ambos sistemas constan de varias fresas o discos de distinto tamaño de grano que se utilizan secuencialmente, empezando por los de grano más grueso. Otros sistemas utilizados son Identoflex<sup>31</sup>, Eve<sup>31</sup>, Axis<sup>58</sup>, Jelenko<sup>58</sup>, Brasseler<sup>58</sup>.

Tholt et al.<sup>31</sup> analizaron la rugosidad superficial de tres materiales cerámicos (Vitadur Alpha, IPS Empress2 y AllCeram) tras el fresado y pulido con tres sistemas de pulido distintos (Shofu, Identoflex y Eve) y no encontraron diferencias entre ellos, exceptuando el sistema Identoflex cuando se utilizaba con AllCeram, además, las superficies cerámicas resultaban tan lisas como cuando estaban glaseadas. También Sarac et al.<sup>57</sup> encuentran superficies tan lisas como las obtenidas con sobreglaseado después de fresar y pulir sus muestras con una fresa de diamante de grano medio y el kit de pulido Shofu respectivamente. Wright et al.<sup>58</sup> obtienen el mismo resultado al comparar superficies autoglaseadas con superficies fresadas y pulidas con los kits de pulido de Axis, Jelenko y Brasseler. De este modo, los resultados obtenidos con dichos sistemas están en consonancia con los que presentamos en este trabajo, con la diferencia de que nosotros utilizamos un único disco.

En cuanto a las pastas pulidoras, Al-Wahadni<sup>56</sup> asegura que su uso produce superficies más lisas y recomienda su utilización siempre que se realicen ajustes de las superficies cerámicas en la clínica. Sin embargo sus observaciones se limitan a un único sistema de pulido, el kit de pulido Shofu, y sus resultados no evidencian diferencias entre las muestras que se pulieron hasta la fresa de grano más fino, llamada *ceramisté*, y aquellas que además, se pulieron con pasta pulidora de diamante. Por lo que dicha recomendación no

está soportada por evidencia científica. También, Sarac et al.<sup>57</sup> obtuvieron superficies igual de lisas al utilizarlas o no combinadas con kits de pulido. E incluso existen algunos estudios que aseguran que su uso no mejora el pulido de la porcelana<sup>25</sup>, y puede producir mayor rugosidad si se utilizan durante más tiempo del adecuado (60 segundos aprox).<sup>91</sup> o no se utilizan combinadas con otros sistemas de pulido<sup>57</sup>. Por todo ello y con el objetivo de disminuir pasos y materiales en el procedimiento de pulido de las muestras, decidimos no utilizarlas para nuestro estudio.

### 1. 3. RUGOSIMETRÍA

Como método de medición de la rugosidad superficial, seleccionamos la **perfilometría de contacto** realizada con rugosímetro, debido a su sencillez y capacidad para determinar de forma **cuantitativa** la rugosidad superficial.

Las técnicas de medición están limitadas por la resolución lateral y/o vertical y la accesibilidad a los detalles de la superficie, además de por su longitud de medida máxima o el rango de área y/o altura capaces de ensayar. Las limitaciones, en consecuencia, provienen del principio físico en que está basado cada método.<sup>34,92</sup> En el caso de las técnicas de contacto, como la microscopía de fuerzas atómicas o la perfilometría de contacto, las medidas experimentales pueden verse modificadas si se produce cierta distorsión de la superficie real ensayada. Esto ocurre por ejemplo cuando las muestras a medir no son planoparalelas, no tienen un tamaño adecuado como para permitir un recorrido adecuado de la punta palpadora, las características de la superficie a medir o la forma y/o tamaño de la punta palpadora impiden o dificultan su deslizamiento, así como el registro de la rugosidad en los valles más estrechos y profundos. Sin embargo, estas técnicas no se ven afectadas por artefactos ópticos como cantos agudos, pendientes elevadas, brillos, baja reflectividad y/o conductividad de las superficies, que pueden alterar las mediciones si se utilizan técnicas sin contacto como por ejemplo la perfilometría con punta láser, microscopía confocal o microscopía de efecto túnel (STM).<sup>93</sup>

Otra limitación que suele asociarse a las técnicas de contacto es la **pérdida de masa** de la muestra a causa del contacto con el instrumento de medida (la punta palpadora en el caso del rugosímetro) que puede provocar rayaduras en la superficie o alteración de la punta de los picos más afilados. Sin embargo, como hemos señalado en el apartado “Material y Método”, en el estudio se pesaron cinco muestras de cada grupo antes y después realizar la rugosimetría, y no se observaron variaciones.

Por todo ello, existen muchos trabajos publicados en los que se utiliza el **rugosímetro**<sup>31,33,56-58,86,89,92,94,123</sup>. Otro instrumento que se puede utilizar es el **microscopio de fuerza atómica**, que es capaz de medir la rugosidad en áreas más pequeñas y además proporciona una imagen tridimensional de éstas, pudiendo comprobar visualmente las mediciones realizadas e identificar la presencia de poros, que pueden provocar una lectura errónea, pero su uso es poco común<sup>31</sup> y no se encontraron estudios publicados que lo incorporasen a su metodología. El rango de rugosidad superficial que se puede medir, combinando estos dos métodos, varía desde 0.01  $\mu\text{m}$  hasta 4 mm.

Para el análisis cualitativo de la rugosidad superficial, suele utilizarse el **MEB** (microscopio electrónico de barrido), combinado o no con otros métodos de medición<sup>87,88,87</sup>, a una magnificación de 100 aumentos. En cualquier caso, la técnica de observación por MEB únicamente nos permite obtener **información cualitativa**<sup>58</sup> de la topografía y, aunque útil y necesaria, resulta insuficiente para comparar los diferentes comportamientos (biológico y/o mecánico) de las superficies en relación con la rugosidad superficial. En el presente trabajo, las imágenes obtenidas con el MEB fueron útiles para ilustrar los cambios que se producen en las superficies cerámicas glaseadas al fresarlas, así como al pulirlas después del fresado. Por el contrario, no sirvieron para cuantificar dichos cambios en términos de rugosidad. Otra posibilidad es la realización de

análisis semicuantitativos por **espectrometría de dispersión de energía de rayos X** del MEB de las superficies cerámicas para demostrar que una vez pulidas, dichas superficies no incorporan partículas de los elementos pulidores (fresas, discos, gomas), lo cual podría provocar errores en la medición de la rugosidad superficial. El objetivo de nuestro trabajo era analizar las variaciones de rugosidad desde un punto de vista físico exclusivamente, por lo que no se realizaron análisis de este tipo.

Como explicamos en la introducción, conviene expresar la rugosidad superficial con más de un parámetro<sup>31</sup>. El rugosímetro que utilizamos para nuestro estudio, proporcionaba los valores de **Ra** (media aritmética de todas las distancias absolutas del perfil de rugosidad) y **Rz** (media de los cinco picos máximos de desnivel en altura). Lógicamente si tenemos en cuenta el concepto de cada parámetro, los valores de Rz son más altos que los valores de Ra. Sin embargo, existe un alto coeficiente de correlación positiva entre ambas ( $r=0.814$ ;  $p\leq 0.001$ ;  $r=0.855$ ;  $p\leq 0.001$  y  $r=0.513$ ;  $p\leq 0.001$ , para Ra Vs. Rz de cerámicas glaseadas, fresadas y pulidas respectivamente). Por todo ello, realizamos las pruebas estadísticas utilizando únicamente Ra, que es la variable que utilizan la mayoría de los estudios consultados. En cualquier caso, debido a la alta correlación existente entre Ra y Rz se obtienen los mismos resultados, independientemente de la variable utilizada. La presentación en los resultados exclusivamente de Ra, facilita la lectura e interpretación de los mismos sin afectar la validez del estudio.

#### 1. 4. ENVEJECIMIENTO DE LAS MUESTRAS

Al revisar la literatura<sup>52,96-98,99,100</sup> referente al termociclado, encontramos una falta de consenso y evidencia científica en cuanto a la duración de los ciclos térmicos, tiempo de espera entre temperatura fría y caliente, ciclado en temperaturas intermedias, utilización de saliva artificial o número de ciclos que ocurren por unidad de tiempo *in vivo*. Además, muy pocos estudios corroboran el efecto real que tiene termociclar las muestras y si los cambios producidos

equivalen a lo que ocurre en realidad en la boca. En 1999, Gale y Darwell<sup>99</sup> proponen, tras una exhaustiva revisión bibliográfica, estandarizar el termociclado de acuerdo a los siguientes parámetros: ciclos consistentes en cuatro inmersiones a 35, 15, 35 y 45° de 28, 2, 28 y 2 segundos de duración respectivamente, en saliva artificial, con la equivalencia de 10000 ciclos por año. Sin embargo, no encontramos ningún estudio publicado que siga este protocolo.

En nuestro trabajo, optamos por la utilización del “Dispositivo Automatizado de Ciclado Térmico para Materiales Odontológicos”, tal y como se describe en el apartado “Material y método”. La elección de las temperaturas 5 ( $\pm 5$ ) y 55 ( $\pm 5$ )° se hizo en base a las posibilidades técnicas de dicho dispositivo y en consonancia a la mayoría de los estudios consultados<sup>52,96,98,100</sup>. Se opta por estas temperaturas basándose en estudios que analizan la temperatura mínima y máxima que producen discomfort en el paciente tras realizar mediciones en distintas zonas de la boca. El problema derivado de esta metodología es la idiosincrasia y subjetividad que van ligadas a cada individuo en términos de tolerancia a la temperatura. El tiempo de espera entre el paso de la cuba fría a la cuba caliente y viceversa fue delimitado en 3 segundos coincidiendo con el tiempo mínimo que el brazo mecánico del dispositivo emplea en dicho proceso. No nos pareció adecuado aumentarlo dado que *in vivo*, los cambios térmicos pueden producirse en la boca sin solución de continuidad.

Teniendo en cuenta que la cavidad oral es un medio húmedo y que la presencia de agua conlleva una reducción en la resistencia a la fractura<sup>95</sup>, las muestras fueron sumergidas en saliva artificial. Tras consultar la bibliografía<sup>49, 61-67, 101</sup>, elegimos para elaborar esta saliva la fórmula utilizada por Fusayama<sup>61</sup>, por ser la más utilizada y rigurosamente descrita.

## 1. 5. RESISTENCIA A LA FRACTURA

En cuanto al test de resistencia que empleamos, “**pistón sobre tres bolas**”, éste es el que establece la norma ISO 6782<sup>53</sup> para materiales cerámicos en Odontología y el más utilizado y descrito en la literatura para ensayos con discos<sup>75,76,78,102,103,104</sup>. Las ventajas de este método consisten principalmente en<sup>78,106</sup>:

- El contacto puntual entre el disco y las tres bolas de acero previene la aparición de fuerzas no deseadas cuando el disco no es planoparalelo.
- El diámetro de la circunferencia formada por las tres bolas que constituyen el soporte es menor que el de las muestras, simulando una flexión pura, y evitando que la fractura se origine por carga directa como puede ocurrir en el caso de los test de flexión uniaxial de tres o cuatro puntos.
- Es menos sensible al coeficiente de fricción entre la muestra y el soporte que el “pistón en anillo”.

Teniendo en cuenta que las cerámicas son más susceptibles a la fuerzas de tracción, ya que favorecen la extensión de la grieta, optamos por colocar las muestras con el recubrimiento **sometido a tracción**; esto es, enfrentado al soporte, es decir, a las tres bolas; y el núcleo enfrentado al pistón. Realizamos un ensayo piloto con unas muestras cerámicas, colocándolas al revés, es decir, con el recubrimiento enfrentado al pistón, o lo que es lo mismo, **sometido a compresión** y la información que obteníamos era mucho menos crítica. En el caso de las muestras metal-cerámicas, realizamos el mismo ensayo piloto y era imposible apreciar los picos en la gráfica de tensión-deformación correspondientes al descascarillamiento (chipping) o fractura del recubrimiento, como podemos apreciar en la figura 5.1.



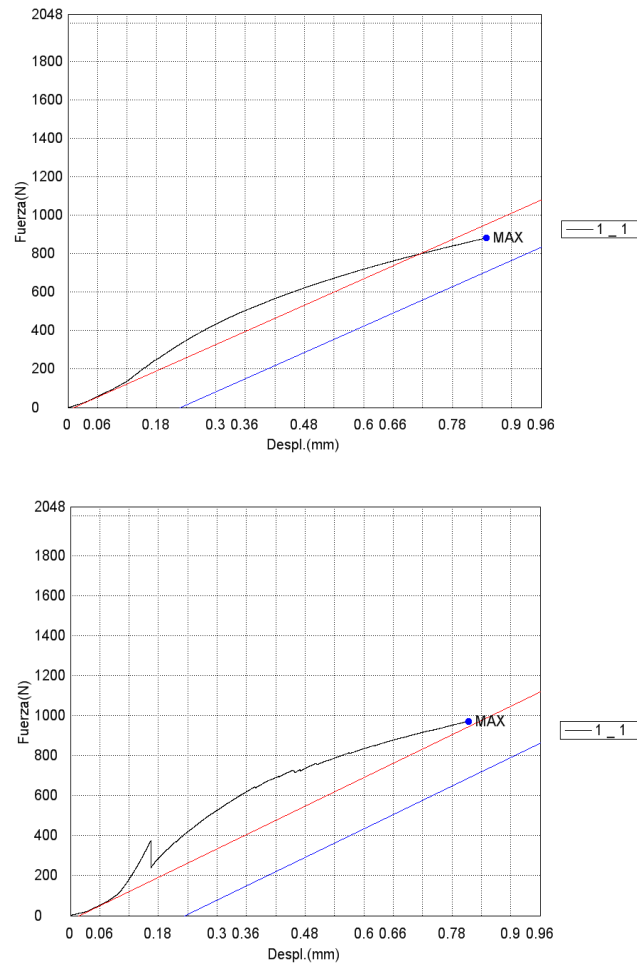


Fig 5.1. La gráfica de la izquierda corresponde al test de resistencia biaxial realizado con una muestra metal-cerámica con el recubrimiento sometido a compresión (enfrentado al pistón), en la cual no se observa ningún pico. La gráfica de la derecha corresponde a una muestra metal-cerámica con el recubrimiento sometido a tracción, en la que se observa claramente el pico correspondiente a la fractura de dicho recubrimiento.

Además, en un estudio de elementos finitos<sup>103</sup> que reproducía la situación clínica de coronas y prótesis parciales fijas, se llegó a la conclusión de que el material colocado hacia abajo, es decir, enfrentado al soporte y no al pistón, determinaba la resistencia, fiabilidad y modo de fractura de las muestras en los ensayos de resistencia de flexión biaxial,. Las distribuciones de fuerzas que se producen en el espesor de la muestra varían según se coloque la muestra<sup>71</sup>. Esta conclusión es igualmente avalada por otros estudios<sup>108-114</sup> en los que se colocan las muestras con el núcleo hacia abajo, enfrentado al soporte en lugar de al pistón.

Sin embargo, en nuestro estudio nos interesaba someter al recubrimiento a la máxima tensión posible, para evaluar su comportamiento en las situaciones más críticas. Por ello, optamos por colocar las muestras con el recubrimiento hacia abajo, enfrentado al soporte y con el núcleo enfrentado al pistón, tal y como se describe en otros trabajos consultados.<sup>71,81,106,111,114</sup>

Ya se expuso en el apartado “Material y Método” de este trabajo, que la máquina de ensayo utilizada en el test de resistencia biaxial, aplica una carga constante de 1 mm/min hasta la fractura de la muestra o de la capa de recubrimiento. Después, mediante un software asociado se registra el primer daño que se produce en el recubrimiento y la tensión de rotura en newtons, así como la gráfica de tensión-desplazamiento. Dichos valores en newtons no pueden ser interpretados como la resistencia mecánica del espécimen, ya que para ello deben tenerse en cuenta otros factores, que son: dimensiones de la muestra, grosor de cada capa, módulo elástico y coeficiente de Poisson de cada componente.

Hasta la publicación de los trabajos de Hsueh et al.<sup>51,71-73</sup>, las fórmulas matemáticas utilizadas para relacionar los resultados obtenidos en los test de resistencia biaxial con la resistencia a la fractura en materiales frágiles, como las cerámicas dentales, se referían únicamente a materiales monolaminares o de una sola capa, como las citadas en la norma ISO 6872<sup>53</sup> o en la ASTM (American Society for Testing and Materials).<sup>115</sup>

Con el fin de encontrar una fórmula apta para materiales bi o multicapa, algunos autores han utilizado la fórmula propuesta por Roark<sup>70</sup> para discos metálicos bilaminares, que aparece detallada en el apartado “Material y Método”. Teniendo en cuenta que las prótesis fijas suelen tener una capa, sino las dos, de cerámica, no nos pareció la más adecuada para el análisis de

nuestros resultados, ya que las características mecánicas de los metales difieren mucho de las de los materiales cerámicos.

Por otro lado, Hsueh et al. intentaron adaptar la fórmula de Roark, para materiales cerámicos con más de una capa, en ensayos del tipo “anillo en anillo” y “pistón en anillo”. Al comparar los resultados obtenidos con ambas fórmulas, encontraron que guardaban consonancia entre sí y también con el análisis de elementos finitos<sup>106</sup> siendo mucho más precisos en el caso del ensayo “anillo en anillo” que en “pistón en anillo”. La diferencia cuantitativa de los datos procedentes de cada fórmula es justificada por los autores del siguiente modo: *“la nueva fórmula proporciona información de la resistencia a la fractura teniendo en cuenta todo el espesor de cada capa, mientras que la fórmula de Roark se refería únicamente a las superficies superior e inferior de cada capa”*.

Por ello, la fórmula propuesta por Hsueh et al. nos pareció la más indicada para interpretar los resultados de nuestro estudio; aunque conviene resaltar la escasez de trabajos publicados que la utilicen, así como la publicación de otros donde no se menciona la fórmula utilizada<sup>116</sup> o se emplean directamente los datos, expresados en newtons, que se obtienen en el ensayo<sup>117,118</sup>. Este último modo de proceder únicamente es válido si todas las muestras sometidas a estudio están confeccionadas con el mismo material y tienen las mismas dimensiones, lo cual no ocurría en el presente trabajo.

## 2. SOBRE LOS RESULTADOS

### 2. 1. RUGOSIDAD SUPERFICIAL

Tal y como mencionábamos en la introducción, las superficies cerámicas en prótesis fija poseen un color, brillo y translucidez muy similares a los de los dientes. Son materiales frágiles pero de elevada dureza y químicamente

inertes<sup>27</sup>. Debido a esta dureza, que es superior a la del esmalte dentario, pueden provocar el desgaste del diente antagonista. Por este motivo, es necesario que la superficie cerámica sea lisa, ya que cuanto más rugosa sea, mayor es el desgaste del diente antagonista.<sup>28</sup>

Además, el coeficiente de fricción y, en consecuencia, el desgaste de las superficies porosas aumentan en medio húmedo, como ocurre con la presencia de saliva. Por ello, una superficie lisa y pulida es imprescindible para alcanzar la estética y resistencia a la fractura deseadas,<sup>29-31</sup> así como para evitar la formación de placa bacteriana.<sup>32</sup> Éste es el motivo de que una vez confeccionadas las restauraciones, sea necesario realizar un glaseado en cualquiera de sus variantes (extrínseco, intrínseco o autoglaseado).

Los valores de Ra que obtuvimos cuando las muestras estaban glaseadas ( $1.9 \pm 0.45 \mu\text{m}$ ), están en consonancia con los obtenidos por Sarac et al<sup>57</sup>, pero son ligeramente superiores a los que se obtuvieron en investigaciones similares<sup>31,56,86,95,119</sup> ( $0.25\text{-}1.5 \mu\text{m}$ ), lo que puede deberse, entre otros factores, al rugosímetro y/o a la porcelana utilizados (Tabla 5.1). Este hecho dificulta determinar, a partir de qué valor de Ra consideramos una superficie cerámica rugosa y, por tanto inaceptable, para su colocación en la boca.

Sulick y Plekavich<sup>28</sup> tras realizar estudios *in vivo* sugieren  $0.2 \mu\text{m}$  como rugosidad máxima para evitar la acumulación de placa dental. También se han propuesto valores similares al del esmalte dental, pero éste varía mucho dependiendo del tipo y localización del diente, por lo que no hay consenso en cuanto a este dato.

Al fresar las muestras, imitando el procedimiento para ajustes oclusales que se realiza habitualmente en la clínica, encontramos un aumento

estadísticamente significativo de la rugosidad superficial, que alcanzó valores de  $3.5 \pm 0.72 \mu\text{m}$ . Sin embargo, tras realizar el pulido (también simulando en la medida de lo posible las condiciones clínicas reales), obtuvimos que la rugosidad disminuía hasta  $1.67 \pm 1.08 \mu\text{m}$ , siendo equiparable a las superficies glaseadas.

Al-Wahadni<sup>56</sup> tampoco encuentra diferencias entre las superficies cerámicas glaseadas y pulidas, pero únicamente si el pulido se realiza siguiendo todos los pasos de la secuencia del kit de pulido de porcelana de Shofu. Al analizar otros sistemas de pulido (Eve, Identoflex, Axis, Jelenko y Brasseler), utilizando microscopio de fuerza atómica y microscopio electrónico de barrido, para complementar la información proporcionada por el rugosímetro, se obtuvieron idénticos resultados<sup>31,58</sup>.

Albakry y cols.<sup>95</sup> obtienen valores más bajos de Ra para el grupo de muestras pulidas, coincidiendo con Scurria y Powers<sup>86</sup> y con nuestros resultados, pero en ambos estudios los valores obtenidos son menores: entre  $0.025$  y  $0.65 \mu\text{m}$  en el primero y de  $0.09$  a  $0.81 \mu\text{m}$  en el segundo.

También Sarac et al.<sup>57</sup>, al analizar la eficacia de distintas técnicas de pulido después de haber fresado la superficie con una fresa de grano medio, encuentran superficies tan lisas como las glaseadas, excepto cuando se utilizaba pasta pulidora exclusivamente, hallando valores de Ra muy similares a los obtenidos en el presente trabajo (tabla 5.1).

Por el contrario, Belsuzarri et al.<sup>123</sup> aseguran que la rugosidad superficial aumenta cuando se elimina la capa de glaseado y se pule la superficie cerámica, pero no respaldan esta afirmación con un análisis estadístico y tampoco especifican el procedimiento de fresado y pulido. Los valores de Ra

obtenidos en dicho estudio son inferiores a los nuestros, incluso cuando las muestras estaban fresadas y pulidas (entre 0.2 y 0.49  $\mu\text{m}$ ). Asimismo, no se encontraron diferencias entre los distintos grupos experimentales al analizar la capacidad de desgaste del diente antagonista, resultados similares a los obtenidos en el presente trabajo.

En cualquier caso, en vista de los resultados obtenidos, podemos suponer que el fresado y pulido de las restauraciones cerámicas en la clínica, iguala, y en algunos casos incluso supera, al glaseado de laboratorio; conclusión que está en consonancia con los resultados obtenidos por la mayoría de los investigadores<sup>31,35,56,57,58,86,95,119,120,121</sup>.

AUTOR	AÑO	N	MATERIAL	INSTRUMENTO UTILIZADO	PARÁMETRO UTILIZADO	RESULTADOS (Ra $\mu\text{m}$ )
Albakry et al. <sup>95</sup>	2004	140	IPS Empress I (EI) y II (EII) (Ivoclar-Vivadent).	Rugosímetro	Ra	EI: grupo control (GC): $1.65\pm0.5$ , arenadas (A): $2\pm0.6$ , fresadas (F): $0,7\pm0.3$ , pulidas (P): $0.04\pm0.02$ . EII: GC: $1.4\pm0.6$ , A: $1.7\pm0.6$ , F: $0.6\pm0.3$ , P: $0.025\pm0.01$ .
Belsuzarri et al. <sup>123</sup>	2006	80	IPS Empress I (EI) y II (EII) (Ivoclar), Duceram Plus (DP)(Degussa, Dentsply), Duceram LFC (LFC) (Degussa), Symbio (SB) (Degussa).	Rugosímetro	Ra	Glaseadas: EI:0.32; E2:0.45; DP: 0.21; LFC:0.19; SB:0.58. Pulidas: E1:0.2; E2:0.49; DP:0.3; LFC: 0.49; SB: 0.61.
Sarac et al. <sup>57</sup>	2006	90	Vitadur Alpha (VITA)	Rugosímetro (Mitutoyo Surf Test 402 Analyzer)	Ra	Glaseadas: 1.5. Fresadas y Pulidas:1.4-3.05.
Wright et al. <sup>58</sup>	2004	63	Finesse (Dentsply)	Rugosímetro (Mitutoyo Surf test SV-400)	Ra	Pulidas: 0,27-0,58.

AUTOR	AÑO	N	MATERIAL	INSTRUMENTO UTILIZADO	PARÁMETRO UTILIZADO	RESULTADOS (Ra $\mu\text{m}$ )
Al-Wahadni A. <sup>56</sup>	2006	120	IPS Empress 2:IPS2 (Ivoclar-Vivadent). In-Ceram/VitadurAlpha:IC (Vita)	Rugosímetro (Surtronic 3P)	Ra	Sin glasear: IPS2:1.25; IC:0,92. Glaseadas: IPS2:0.26; IC:0,29. Pulidas: IPS2:0.50-0.75; IC:0.49-0.69.
Tholt et al. <sup>31</sup>	2006	135	Vitadur Alpha:VA (Vita). IPS Empress 2:IPS2 (Ivoclar-Vivadent). AllCeram:Allc (Degussa).	Rugosímetro (Surftest-SV-600, Mitutoyo) Microscopio de Fuerza Atómica (AFM nanoscope IIIa-Veeco Instruments.	Ra Ry	Glaseadas: VA:0.4; IPS:0,65; Allc:0.72. Fresadas y Pulidas: VA:0.35-0.8; IPS:0.5-1.02; Allc:0.35-0.85.

Tabla 5.1.



## 2. 2. RESISTENCIA A LA FRACTURA

La resistencia a la fractura es la máxima fuerza que un material puede soportar sin fracturarse, esta propiedad mecánica constituye un factor clave en el éxito de cualquier tratamiento dental restaurador, ya que durante la fonación, deglución y masticación, así como en los procedimientos odontológicos habituales, se originan múltiples tensiones.

Tradicionalmente en Prótesis Fija, se han utilizado restauraciones metal-cerámicas para alcanzar tanto la estética como la resistencia mecánica deseadas. Sin embargo, la necesidad de encontrar prótesis más estéticas (entendiendo el concepto estético como lo más similar al diente natural) y biocompatibles, ha hecho que en los últimos años se haya enfocado la investigación a conseguir sistemas totalmente cerámicos<sup>11</sup>. En cualquier caso, las prótesis fijas suelen constar de un **núcleo**, metálico o cerámico, responsable de las propiedades mecánicas y un **recubrimiento**, generalmente de porcelana, que confiere a la restauración la estética deseada. La fractura de una o ambas capas constituye el fracaso de la restauración.

La resistencia a la fractura suele ser un dato que las casas comerciales facilitan de cada uno de sus productos y, según lo establecido por la norma ISO 6872<sup>53</sup>, 100 MPa es el límite mínimo aceptable para los materiales cerámicos. Sin embargo, Martínez Rus et al.<sup>11</sup> consideran que es más correcto utilizar como valor de referencia la resistencia de las restauraciones metal-cerámicas, que se sitúa entre 400 y 600 MPa<sup>54</sup> y clasifican las cerámicas dentales en tres grupos:

- **Baja resistencia** (100-300 Mpa): en el que se sitúan las porcelanas feldespáticas. Todas las cerámicas empleadas como recubrimiento en este estudio pertenecen a este grupo.

- **Resistencia moderada** (300-700 MPa): representado fundamentalmente por las aluminosas, aunque también se incluyen en él, las cerámicas que contienen disilicato de litio (IPS e.max<sup>®</sup> Press / CAD, Ivoclar Vivadent).
- **Alta resistencia** (por encima de 700 MPa). En el que quedarían encuadradas todas las cerámicas de óxido de circonio.

Hemos de tener en cuenta que la información proporcionada, bien por las casas comerciales o bien por la norma ISO 6872, sobre resistencia a la fractura de los materiales cerámicos de recubrimiento utilizados en nuestro trabajo debe ser interpretada cautelosamente, ya que se refieren exclusivamente a las cerámicas monocapa; es decir, no tienen en cuenta el material de núcleo sobre el que se apoyan en una restauración de prótesis fija, cuyas características mecánicas, así como la unión o interfase entre ambos, espesor de cada capa y/o tratamiento de la superficie, influyen decisivamente en el comportamiento mecánico final del recubrimiento. Por ello, los resultados obtenidos en este estudio no se pueden comparar con aquéllos de similar metodología que emplean muestras confeccionadas exclusivamente con porcelanas de recubrimiento monocapa. Por ejemplo, Fischer et al.<sup>76</sup> obtienen valores entre 77 y 149 MPa para diferentes recubrimientos, entre los que se encuentran la cerámica feldespática rica en alúmina para recubrimiento de núcleos de óxido de circonio y la feldespática convencional utilizadas en este trabajo. Yilmaz et al.<sup>77</sup> evalúan únicamente los materiales de núcleo, obteniendo valores de 101 MPa para núcleos cerámicos reforzados con disilicato de litio y desde 541 hasta 1140 MPa para núcleos confeccionados con óxido de circonio. En ambos, los valores de obtenidos en el test de resistencia son mucho menores de los aquí presentados, ya la media obtenida para las muestras cuando estaban glaseadas (incluyendo todos los grupos ceramocerámicos y metalcerámicos) fue de  $1798.10 \pm 1584.3$  MPa (según fórmula ISO<sup>53</sup>).

Ya hemos comentado anteriormente que un procedimiento clínico tan habitual como ajustar mediante instrumentos rotatorios el espesor de las restauraciones fijas para conseguir un adecuado contacto con los dientes adyacentes y/o antagonistas puede variar la resistencia a la fractura de dichas restauraciones. Sin embargo, según la literatura publicada, existe cierta controversia respecto a este dato. Algunos autores<sup>52,123,125</sup> observan una disminución de la resistencia a la fractura después de fresar y pulir las muestras, por lo que recomiendan volver a glasearlas en el laboratorio, argumentando que este procedimiento incrementa la resistencia. Otros, por el contrario como Giordano et al.<sup>60</sup> observaron que volver a tratar térmicamente la restauración, después de fresar la superficie cerámica, disminuye la resistencia a la flexión entre un 11 y un 18%, mientras que el pulido en clínica aumenta la resistencia entre un 15 y un 30%. Además, hay ajustes que sólo se pueden realizar tras el cementado por el aumento de la discrepancia marginal,<sup>3</sup> o para evitar la fractura del material, como ocurre en el caso de restauraciones totalmente cerámicas<sup>59,60</sup>, circunstancia que hace imposible volver a aplicar el glaseado en el laboratorio dental.

En este estudio, analizamos la resistencia del recubrimiento en función del tratamiento de la superficie (glaseada, fresada y pulida tras el fresado) en los distintos grupos experimentales, tanto al primer daño (también llamado *chipping* o *descascarillamiento*), como a la fractura o desprendimiento total.

Al analizar nuestros resultados, observamos una gran discrepancia en los valores de resistencia a la fractura en función de la fórmula utilizada. Por ejemplo, para el grupo de muestras glaseadas, las medias obtenidas fueron 421.79, 37.07 y 1798.10 Mpa según las fórmulas de Roark, Hsueh e ISO, respectivamente. Sin embargo, tal y como expusimos en el apartado de “Resultados”, existe un alto grado de correlación entre ellas, coincidiendo con lo publicado por Hsueh y cols.<sup>72-74</sup> Si recordamos que la fórmula descrita en la norma ISO, es aplicable únicamente a materiales de una sola capa o monolaminares y la fórmula descrita por Roark, aunque puede aplicarse a

materiales bilaminares, se refiere exclusivamente a discos metálicos, parece conveniente utilizar en los estudios con discos metal-cerámicos o totalmente cerámicos, como es nuestro caso, la fórmula propuesta por Hsueh et al. El problema es la escasez de trabajos publicados que sigan este procedimiento (Tabla 5.2) lo que dificulta la comparación de los resultados obtenidos. A pesar de ello, fue la fórmula que elegimos para el desarrollo de nuestro estudio, razón por la cual, en lo sucesivo y con el fin de simplificar la exposición, todos los datos comentados habrán sido obtenidos utilizando dicha fórmula.

Los valores en megapascuales de resistencia al primer daño y a la fractura, respectivamente fueron  $28.6 \pm 25.5$  y  $37.1 \pm 30.8$  para el grupo de muestras glaseadas,  $16.27 \pm 7.9$  y  $20.9 \pm 11.3$  para las muestras fresadas y  $61.6 \pm 63.3$  y  $101.9 \pm 55.7$  en el grupo de las pulidas después del fresado. No se encontraron diferencias estadísticamente significativas entre las muestras glaseadas y fresadas (resistencia al primer daño:  $p=0.434$ ; resistencia a la fractura:  $p=0.215$ ). Por el contrario, el grupo de muestras pulidas sí mostró diferencias, resultando más resistente que los dos anteriores (resistencia al primer daño:  $p=0.003$ ; resistencia a la fractura:  $p=0.000$  versus glaseadas y resistencia al primer daño:  $p=0.000$ ; resistencia a la fractura:  $p=0.000$  versus fresadas). De los resultados obtenidos podemos deducir que, en todos los grupos, fresar las muestras para realizar “retoques” en la clínica, no reduce la resistencia a la fractura y pulirlas tras el fresado la aumenta. Estos datos se hallan en consonancia con los publicados por Ahmad et al.<sup>90</sup>, Albakry et al.<sup>95</sup> y Giordano et al.<sup>60,122</sup>. Es probable que el incremento en la resistencia se deba a que los procedimientos de pulido generan fuerzas compresivas en la superficie cerámica como consecuencia del calor generado por la fricción entre el disco de pulir y dicha superficie, tal y como postulan Alkhiary et al.<sup>91</sup> tras un estudio con indentaciones en el que observaron mayor resistencia a la formación de grietas en las superficies cerámicas que habían sido pulidas con discos de diamante a baja velocidad que en aquellas sobreglaseadas sin fresado ni pulido previo. Este sobrecalentamiento puede inducir una deformación plástica, así como una diferencia de temperatura entre las capas

superficiales e internas de la cerámica, que conlleva la aparición de fuerzas compresivas o estrés superficial (deseables para el aumento de la resistencia mecánica) en la superficie.

Por ello, no parece necesario volver a glasear las restauraciones aunque hayan sido modificadas antes o después del cementado en la boca del paciente, ya que este procedimiento puede no aumentar la resistencia mecánica de la restauración<sup>90</sup> o incluso disminuirla<sup>60</sup>.

Tras examinar la resistencia al primer daño, así como la resistencia a la fractura, en los distintos grupos de estudio, encontramos diferencias en función de los materiales utilizados para la confección de las muestras. El grupo más resistente al primer daño fue el de aleación base/feldespática convencional ( $p \leq 0.001$ ). En cuanto a la fractura del recubrimiento, los grupos metal-cerámicos resultaron más resistentes, en general, que los grupos ceramocerámicos ( $p \leq 0.05$ ).

Cuando estudiamos el material de núcleo y de recubrimiento por separado, observamos que ambos influyen significativamente en la resistencia a la fractura de la restauración una vez fresada y pulida. Sin embargo, no se hallaron diferencias en cuanto a la resistencia al primer daño en función del material de recubrimiento. Para comprender las causas de estas diferencias, hemos de tener en cuenta principalmente dos factores íntimamente relacionados entre sí: la **unión núcleo-recubrimiento** y las **propiedades (mecánicas, térmicas, químicas y superficiales)** de los materiales analizados.

En relación a la unión entre núcleo y recubrimiento, hemos de diferenciar la unión metal-cerámica y la unión ceramo-cerámica. La que tiene lugar entre

un sustrato metálico y la porcelana de recubrimiento se caracteriza por ser una **unión mecánica** (por mojabilidad de la cerámica sobre una superficie metálica adecuadamente abrasionada y preparada, logrando un íntimo contacto), **compresiva-reológica** (por contracción de la porcelana durante el enfriamiento) y **química** (gracias a la formación de óxidos sobre la superficie de la aleación creando uniones covalentes con la porcelana)<sup>15</sup>. En cuanto a esta unión, conviene recordar que la cocción al vacío disminuye la porosidad del recubrimiento vítreo y la cocción a presión beneficia la formación de una capa de óxido que actúa de interfase entre el metal y el recubrimiento<sup>15</sup>. Sin duda alguna, desde el punto de vista del análisis de la interfase, esta capa de óxido es una de las características que diferencian los grupos totalmente cerámicos de los grupos metal-cerámicos.

Para favorecer la **unión mecánica**, se realizó una abrasión mecánica con arena de las superficies metálicas en los grupos de aleación noble y aleación base. De este modo, se aumenta la superficie de contacto entre el metal y el recubrimiento fundido que penetrará a través de las irregularidades creadas en la superficie metálica creando una unión más fuerte, ya que como indican Moore et al.<sup>131</sup>, hay una correlación positiva entre la rugosidad de la interfase metálica y el grado de unión núcleo-recubrimiento.

La **unión química** en la interfase metal-porcelana, está asociada con la tendencia a alcanzar un equilibrio estable<sup>132</sup>. Dicha unión puede establecerse como consecuencia de fuerzas de Van der Waals, o bien mediante la formación de enlaces covalentes. Las *fuerzas de Van der Waals* son uniones débiles generadas por una atracción física entre partículas cargadas. Se dan cuando la porcelana va humedeciendo el metal durante el proceso de cocción. Los *enlaces covalentes* tienen lugar entre una capa de óxido que se forma en la superficie metálica mediante tratamiento térmico a presión y el oxígeno liberado por la reducción de un catión del recubrimiento (reacciones redox), de este modo, la capa de óxido es compatible con el metal por su origen y con el

recubrimiento por su afinidad química. En el proceso de confección de una restauración metalcerámica, la capa de óxido necesaria para el establecimiento del equilibrio en la interfase núcleo-recubrimiento, se genera mediante la preoxidación del material metálico. Para ello, es necesario controlar el tiempo y la temperatura del tratamiento térmico del metal previo al esmaltado y/o la primera aplicación del recubrimiento<sup>133</sup>. De esta forma, la intensidad de la reacción en la interfase depende del potencial de oxidación-reducción del metal y de los cationes del recubrimiento<sup>15</sup>. Los metales nobles (excepto la plata), tienen un potencial de oxidación muy bajo, por eso se combinan con otros en las aleaciones utilizadas en Prótesis Fija con el fin de favorecer la formación de la capa de óxido y, en consecuencia mejorar la unión con la porcelana de recubrimiento. En la aleación noble que utilizamos para el presente estudio, el platino y el oro, metales nobles y químicamente inertes, se combinan con plata, indio y estaño, que poseen alto potencial de oxidación. Por el contrario, los metales componentes de la aleación base (níquel, cromo, molibdeno y titanio) tienen alto potencial de oxidación. Ésta puede ser una de las causas del menor índice de *chipping* o *descascarillamiento* en los grupos confeccionados con aleación base. Respecto a los recubrimientos cerámicos empleados, poseen un elevado potencial de reducción, similar en todos ellos, debido a la presencia de elevadas concentraciones de dióxido de silicio (40-65%). Es probable que por este motivo no se observaran diferencias en cuanto a la resistencia al primer daño en función del recubrimiento en los grupos metal-cerámicos.

En cuanto a la unión **compresivo-reológica**, cabe destacar la importancia del enfriamiento lento, tanto durante los primeros ciclos de cocción del recubrimiento sobre el metal (para conseguir el sellado metal-porcelana), como durante el incremento del espesor del recubrimiento mediante capas, ya que una buena unión entre dichas capas es fundamental para evitar delaminaciones en la cerámica<sup>134-137</sup>.

En la unión ceramo-cerámica, además de fuerzas físicas, intervienen fundamentalmente **fuerzas químicas**. La composición química del recubrimiento es decisiva en el desarrollo de la interfase. Debido a su estado físico, el recubrimiento es más activo que el núcleo cerámico. Para que se desarrolle una buena interfase, deben producirse nuevas fases cristalinas, formadas por reacciones entre los componentes de ambos cuerpos y para que se produzcan estas reacciones entre los componentes del recubrimiento y del núcleo, es necesario que la temperatura se eleve lo suficiente. Por este motivo son tan importantes los ciclos de cocción, así como las propiedades térmicas (que han sido descritas en el apartado “Introducción” de este trabajo) de los materiales empleados.

En cuanto a la composición del núcleo y el recubrimiento y su relación con las propiedades mecánicas, térmicas, químicas y superficiales, cabe destacar que todos los materiales cumplían las normas ISO y que han sido ampliamente estudiados por las casas comerciales para, entre otros aspectos, mantener el equilibrio entre los coeficientes de expansión térmica, denominado también por las siglas **CET**, que permita la correcta unión entre ambas capas. Por lo tanto, en este sentido, núcleo y recubrimiento son compatibles, siempre y cuando no se alteren sus propiedades con ciclos de cocción inadecuados o manipulaciones clínicas incorrectas<sup>138</sup>.

Como se ha comentado en el apartado de introducción, el CET se describe como el cambio de longitud o volumen de un material producido por una variación de temperatura determinada. Experimentalmente se ha comprobado que discordancias superiores al 10% dan lugar a agrietamiento del recubrimiento, siendo la naturaleza de las grietas dependientes de si el recubrimiento presenta mayor o menor CET que el núcleo subyacente. Un CET muy elevado del núcleo con respecto al recubrimiento puede provocar delaminación de este último<sup>139</sup>.



En las restauraciones metal-cerámicas, por lo general, se prefiere que el CET de la porcelana sea ligeramente menor que el del núcleo metálico, para garantizar el enfriamiento durante la compresión (la cerámica de recubrimiento es mucho más resistente frente a la compresión que frente a la tracción)<sup>140,141</sup>. Por este motivo, los CET de las aleaciones utilizadas en este estudio fueron de 13.8 a 14.1, frente a los 12 correspondientes a las porcelanas de recubrimiento.

En el caso de restauraciones ceramocerámicas, la diferencia de CET entre núcleo y recubrimiento suele ser menor. Por ejemplo, en el grupo de disilicato de litio, el CET del núcleo es 10.2 y el del recubrimiento 9.5, y en el grupo de óxido de circonio de 10.2 y 10, respectivamente.

Otra propiedad fundamental a tener en cuenta respecto a la compatibilidad entre núcleo y recubrimiento, es la **conductividad térmica** del núcleo, ya que si es baja, como ocurre por ejemplo en el caso de la zircona, provoca un incremento del estrés térmico residual bajo la superficie del recubrimiento, primariamente generado por la diferencia en la expansión térmica. Los materiales con mayor tensión o estrés residual se asocian con baja conductividad térmica del núcleo y elevado coeficiente de expansión térmica<sup>78,142</sup>. La aparición de estrés residual en la interfase también se asocia a gradientes térmicos producidos durante el enfriamiento. Si la magnitud del estrés generado durante el mismo excede valores críticos, se produce la aparición y extensión espontánea de grietas. Este hecho aparece íntimamente asociado con el grosor de la capa de recubrimiento, si el grosor de la porcelana de recubrimiento excede el doble del grosor del núcleo o no está adecuadamente soportada por un diseño de estructura anatómica, el riesgo de *chipping* se incrementa considerablemente por lo que es imprescindible respetar los grosores mínimos recomendados por las casas comerciales<sup>51,143-145</sup>.

También es determinante en la distribución de estrés y por tanto en la unión núcleo-recubrimiento, el **módulo elástico** de ambos. Las cerámicas de recubrimiento tienen, por lo general, un reducido módulo elástico lo cual puede ser origen de fracturas. Este hecho puede verse favorecido por la presencia de defectos estructurales que tienen lugar durante el proceso de fabricación, como la generación de poros, que pueden localizarse en la superficie externa, en la masa o en contacto con la interfase y que tienden a concentrar tensiones responsables del inicio de la propagación de grietas. Sin embargo, núcleos de elevado módulo elástico son capaces de reducir el estrés en la capa de recubrimiento al absorber energía <sup>16,72,146</sup>. Éste puede ser el motivo de las diferencias existentes entre los grupos experimentales en función del núcleo, entre los que la aleación base, cuyo módulo elástico es 662 GPa, mostró los valores más altos de resistencia, frente a la aleación noble (115), disilicato de litio (95) y óxido de circonio (210).

También la **mojabilidad** o humectación del recubrimiento es muy importante, ya que una deficiente mojabilidad de la cerámica de recubrimiento sobre el núcleo puede reducir considerablemente la unión entre ambos, promoviendo la aparición de fracturas por delaminación y contribuyendo así al fracaso mecánico de la restauración. Además de por las características inherentes al material, la mojabilidad puede verse afectada por la temperatura, la atmósfera del horno, presencia de sustancias extrañas y tamaño de las partículas del recubrimiento<sup>15</sup>.

Por otro lado, la **estructura química** de los recubrimientos cerámicos influye decisivamente en su resistencia mecánica. Las diferencias observadas en función del material de recubrimiento pueden deberse a diferentes proporciones entre la fase vítrea y cristalina de cada uno de los sistemas, ya que a mayor cantidad relativa de fase cristalina, mejores propiedades mecánicas presenta el material. Otros factores que pueden afectar son porosidad, tamaño, forma y posición del grano<sup>147</sup>.

La **rugosidad superficial** no parece ser un factor determinante a este respecto, hallazgo que se corresponde con las conclusiones de Albakry et al.<sup>95</sup> En el presente trabajo, las diferencias de rugosidad superficial que se apreciaron en función del material de recubrimiento, entre los grupos feldespática convencional y feldespática con fluorapatita, no se apreciaron en términos de resistencia.

En el grupo **disilicato de litio/feldespática convencional**, la resistencia media al primer daño del recubrimiento, según la fórmula ISO, fue  $394.22 \pm 66.21$  MPa y la resistencia a la fractura total  $736.16 \pm 335.51$  MPa. Los valores de resistencia al primer daño obtenidos en este grupo, son muy similares al especificado por el propio fabricante al utilizar la norma ISO<sup>53</sup> (400 MPa) para el sistema IPS e.max<sup>®</sup> Press y al descrito por Chen et al.<sup>79</sup> ( $355 \pm 25$ ) y Albakry et al. ( $300 \pm 87$ ) para IPS Empress<sup>®</sup> II. Otro hecho destacable en este grupo es que, salvo en dos muestras (una del grupo fresadas y una del grupo glaseadas), el primer daño y la fractura total del recubrimiento coincidían, es decir, no se produjo, en la mayoría de los casos *chipping* o *descascarillamiento*. Probablemente esto se deba a varios factores, entre los que podemos destacar el desarrollo de una **buena interfase** entre núcleo y recubrimiento, ya que el contenido de sílice (SiO<sub>2</sub>) de ambos es muy similar (60-65% en el recubrimiento y 57-80% en el núcleo), lo cual favorece la formación de nuevas fases cristalinas durante el proceso de cocción, **similar CET** (9.5 en el recubrimiento y 10.2 en el núcleo), **alta mojabilidad** y **adecuado grosor** del recubrimiento, lo que evita la formación de grietas y aparición de estrés residual en la interfase.

En el grupo **óxido de circonio/feldespática rica en alúmina**, la resistencia media al primer daño del recubrimiento, según la fórmula ISO, fue  $683.14 \pm 364.15$  MPa y la resistencia a la fractura total  $1854.71 \pm 1559.75$  MPa. Estos valores son muy superiores a los obtenidos por Guazzato et al.<sup>105</sup> (140

MPa)(véase tabla 5.2), hecho que puede deberse a que el sistema utilizado, que en este caso fue DC-Zirkon® (DCS Dental, Suiza) con Vita D® (Vita, Alemania) como recubrimiento, difería del utilizado en nuestro estudio. El valor 1100 MPa especificado por la norma ISO<sup>53</sup> para el sistema Lava®, que se encuentra en consonancia con los resultados de Pittayachawan et al.<sup>106</sup> se halla dentro del rango de valores que obtenemos entre la resistencia al primer daño y la resistencia a la fractura. Sin embargo, nuestros resultados son inferiores a los publicados por Yilmaz et al.<sup>104</sup>, que obtienen valores, utilizando la fórmula descrita por Hsueh et al. superiores a los 270 MPa, incluso después de someter las muestras a fatiga por carga cíclica. En cualquier caso, de todos los artículos consultados, el único que podemos utilizar como referencia, dada la coincidencia de materiales y metodología es el publicado por Taskonak y cols.<sup>82</sup> en 2008, que obtienen resultados similares (entre 35 y 72 MPa), en cuanto a la resistencia a la fractura del sistema Lava®. En nuestro trabajo obtuvimos valores de 50.58 MPa cuando las muestras estaban glaseadas y 38.58 MPa después de fresarlas y pulirlas, según la fórmula propuesta por Hsueh et al. En el caso de las muestras con núcleo de óxido de circonio, debemos mencionar un aspecto intrínseco a su comportamiento microestructural: la transformación de fase tetragonal a monoclinica de la circonia, se acompaña de un incremento en volumen (en torno al 4%) que consigue frenar el avance de la grieta a lo largo de la masa, hecho que le confiere a este material mayor tenacidad comparada con la alúmina y mayor resistencia a la propagación de fracturas<sup>148,149</sup>. Las propiedades mecánicas de este material, como la capacidad de incrementar su dureza superficial (mecanismo de transformación resistente) dependen fuertemente de factores microestructurales como el tamaño del grano o el contenido en fase monoclinica y de factores de procesamiento como la temperatura de sinterización y manipulación<sup>150-153</sup>. Además, debido a la metaestabilidad de sus cristales, procedimientos que induzcan la generación de estrés superficial, tales como el fresado, chorreado u otros, pueden ser capaces de inducir la transformación de fase tetragonal a monoclinica, junto con el aumento de volumen correspondiente, promoviendo la aparición de estrés compresivo superficial y, con ello, incrementando la carga flexural al mismo tiempo que se

altera la integridad de fase del material<sup>154</sup>. Este fenómeno, conocido como degradación o envejecimiento acelerado (LTD-low temperatura degradation), está muy documentado en la literatura, aunque no existe una relación clara, o lo suficientemente contrastada, entre éste y la predictibilidad de la circonia como material dental<sup>155,156</sup>. Otro hecho destacable en este grupo es que únicamente en tres muestras, una glaseada, una fresada y otra pulida, el primer daño y la fractura total del recubrimiento coincidían, es decir, en la mayoría de los casos se produjo *chipping* o *descascarillamiento* previamente a la fractura total del recubrimiento. Esto puede deberse a que en la formación de la interfase entre núcleos de circonia y sus recubrimientos vítreos, existe una transformación a fase monoclinica de algunos cristales de la superficie de la circonia durante la preparación del recubrimiento, de acuerdo a las técnicas de fabricación estándar<sup>157</sup>. Este hecho puede contribuir a una **menor resistencia de la unión** del núcleo con el recubrimiento asociado a la elevada incidencia de fractura en *chipping* de la circonia. Sin embargo, García et al.<sup>20</sup>, tras un estudio con indentaciones, encuentran que la unión núcleo-recubrimiento es adecuada y resiste las cargas aplicadas, ya que la grieta generada tras la indentación, atraviesa ininterrumpidamente la zona de la interfase. Por lo que, aunque dicha transformación a fase monoclinica ocurra y disminuya la resistencia de la interfase, ésta sigue siendo aceptable y se comporta de manera idónea ante la aplicación de cargas. Tampoco se encontraron diferencias en este estudio entre las muestras confeccionadas mediante la técnica de capas y aquellas elaboradas mediante inyección a presión en términos de resistencia a la fractura, como han sugerido otros autores<sup>139,158</sup>, que recomiendan técnicas alternativas a la estratificación en capas para minimizar la disminución de la resistencia. Otras posibles causas de la alta incidencia de *chipping* en este grupo son la **baja conductividad térmica y módulo elástico** (210 GPa) del núcleo que provocan un incremento del estrés residual bajo la superficie del recubrimiento.

En el grupo **aleación noble/feldespática convencional**, la resistencia media al primer daño del recubrimiento, según la fórmula ISO, fue

1485.33±525.09 MPa y la resistencia a la fractura total 4118.96±2357.52 MPa, valores extremadamente superiores a los 90 MPa especificados por el fabricante según norma ISO<sup>53</sup> para este recubrimiento, así como para el recubrimiento de porcelana feldespática con fluorapatita. Otro hecho destacable en este grupo es que en todas las muestras, salvo en una del grupo glaseadas, se produjo *chipping* o *descascarillamiento* previamente a la fractura total del recubrimiento. Este hecho puede deberse al **bajo potencial redox** de la aleación noble. Como ya hemos explicado, la capa de óxido necesaria para el establecimiento del equilibrio de la interfase núcleo-recubrimiento en la unión metal-cerámica, se genera mediante la preoxidación del material metálico y la intensidad de la reacción en la interfase depende del potencial de oxidación-reducción de núcleo y recubrimiento.

En el grupo **aleación noble/feldespática con fluorapatita**, la resistencia media al primer daño del recubrimiento, según la fórmula ISO, fue 782.81±195.26 MPa y la resistencia a la fractura total 3424.65±1642.09 MPa. Al igual que en el grupo anterior, en todas las muestras glaseadas y pulidas, se produjo *chipping* o *descascarillamiento*. Cabe destacar que dicho fenómeno no se produjo en ninguna de las muestras fresadas, es posible que la **disminución de la resistencia a la fractura** observada tras fresar las muestras, provocó que estos valores coincidiesen con la resistencia al primer daño y, por lo tanto, no se observó *chipping*, ya que el recubrimiento se fracturó directamente sin evidenciar un primer daño. En base a nuestros resultados, esta resistencia aumentó después del pulido, dando lugar a la aparición de *descascarillamiento*, previamente a la fractura, después de pulir las muestras.

En el grupo **aleación base/feldespática convencional**, según la fórmula ISO, la resistencia a la fractura total fue 2956.36±3078.52 MPa. En este grupo en todas las muestras, el primer daño y la fractura total del recubrimiento coincidían, es decir, no se produjo *chipping* o *descascarillamiento*. Una posible explicación para este hallazgo es el **alto**

**potencial de oxidación** de la aleación base, que, al contrario que en los dos grupos anteriores, favorece unión química en la interfase metal-porcelana y **elevado módulo elástico** (662 GPa). De hecho, este grupo fue el más resistente al primer daño de todos los estudiados.

En el grupo **aleación base/feldespática con fluorapatita**, la resistencia media al primer daño del recubrimiento, según la fórmula ISO, fue  $1118.76 \pm 346.34$  MPa y la resistencia a la fractura total  $2975.84 \pm 3124.39$  MPa. En este grupo en todas las muestras, excepto en dos del grupo pulidas, primer daño y resistencia a la fractura coincidían, es decir, al igual que en el grupo anterior, no se produjo *chipping* o *descascarillamiento*.

Todos los grupos estudiados presentaron valores de resistencia mecánica dentro de los límites clínicamente aceptados, incluso después de fresar y pulir las muestras. Sin embargo, observamos que dicha resistencia se ve afectada por los materiales de confección del recubrimiento y, en mayor medida, del núcleo. Los grupos metal-cerámicos, mostraron resultados superiores, especialmente aquéllos con núcleo de aleación noble. Debido a ello, y a pesar del auge de los nuevos sistemas totalmente cerámicos, no debemos desdeñar la indicación de prótesis fijas metal-cerámicas en casos que exijan un alto compromiso mecánico.

AUTOR	AÑO	TIPO DE MUESTRAS	MATERIALES	N	TEST UTILIZADO	FORMULA	RESULTADOS (MPa)
Guazzato M et al. <sup>105</sup>	2004	Discos de 14 mm de $\varnothing$ y 1.6 mm( $\pm 0.02$ )de grosor.	Núcleo: DC-Zircon Y-TZP. Recub: Vita D	80	Pistón en tres bolas	No se menciona	1210 (recub a compresión) 140 (rec a tracción) y 95 sólo recub.
Yilmaz H et al. <sup>104</sup>	2011	Discos de 15X2 mm	Cercon (Densply)y Lava (3M)	40	Pistón en tres bolas	Hsueh	Núcleos: Cercon control: 970.9 , Cercon Fatig: 947.7 ; LAVA control:1240.5 ; LAVA fatig: 1444.8. Recub: CC:276.6, CF: 270, LC:356.7 ; LF:414.8
Pittayachawan P. et al. <sup>106</sup>	2007	Discos de 15X1,3 mm.	Lava <sup>TM</sup> Y-TZP	240 (n= 30)	Pistón en tres bolas	ISO 6872	1135
Fischer J. <sup>76</sup>	2008	Discos de 12X1.2 mm	Distintas porcelanas de recubrimiento	130 (n= 10)	Pistón en tres bolas	ISO 6782	IPS e.max:73.2 $\pm$ 10.4; LavaCeram: 86.1 $\pm$ 7; IPS d.sign: 95.5 $\pm$ 7.8)
Taskonak B. <sup>82</sup>	2008	Discos de 16X1,6 mm.	Sma. Lava <sup>TM</sup> Y-TZP	180 (n= 36)	Anillo en anillo.	Hsueh	Lava Ceram: Entre 35 y 72 dependiendo de la velocidad de enfriamiento.



AUTOR	AÑO	TIPO DE MUESTRAS	MATERIALES	N	TEST UTILIZADO	FORMULA	RESULTADOS (MPa)
Yilmaz et al. <sup>77</sup>	2007	15X1,2 mm	Finesse (F), Cergo (C), IPS Empress(E), In-ceram Alumina(ICA), In-Ceram Zirconia(ICZ), Cercon Zirconia(CZ). IPS Empress 2(IPS2), VITA In-Ceram	90 (n=15).	Pistón en tres bolas.	ISO 6782	F:88,04±31,61; C:94,97±13,62; E:101,18±13,49; ICA: 341,8±61,13; ICZ: 541,8±61,1; CZ:1140,89±121,33.
Chen Y. et al. <sup>79</sup>	2008	14X0,5±0,05mm	Alumina (ICA), VITA In-Ceram Zirconia (ICZ), Cercon Base Zirconia (CZ)	32. 4 gru pos (n=8)	Pistón en tres bolas.	ISO 6872	IPS2:355,1±25,7; ICA: 514±49,5; ICZ:592,4 ±84,7; CZ:950,5±95,3.
Albakry M. et al. <sup>95</sup>	2004	14X1mm	IPS Empress (IPS), IPS Empress 2 (IPS2).	140 (n=20)	Pistón en tres bolas	ASTM	IPS1: 171±50; IPS2 300±87.
Itinoche et al. <sup>52</sup>	2006	15X1.2 mm	In Ceram Zirconia, Procera AllCeram.	40 (n=10)	Pistón en tres bolas	ISO 6872	Procera Allceram: 647±48 MPa, In- Ceram Zirconia: 497±53.
Ahmad et al. <sup>90</sup>	2005	1.5X2.0X25	Vitadur Alpha Enamel (Vita)	140 (n=10)	Flexión biaxial en 4 puntos.	ASTM	68.4-80.63

Tabla 5.2

### 3. INVESTIGACIONES FUTURAS

Sabemos que la rugosidad superficial y la resistencia a la fractura son factores determinantes en el éxito de las restauraciones de prótesis fija y por ello es imprescindible conocer las propiedades de los materiales utilizados para confeccionar dichas restauraciones, así como las transformaciones y consecuencias que puede tener su manipulación tanto en el laboratorio, como en la clínica. En base a los resultados de este estudio, podemos afirmar que los “retoques” habituales que realizamos en la clínica no influyen negativamente en ninguno de los dos factores anteriormente citados. Sin embargo esta afirmación no puede desligarse de las numerosas limitaciones existentes que deberían disminuir conforme a la realización de posteriores investigaciones.

Sería interesante la realización de estudios *in vivo* para estandarizar y comprobar la validez de los procedimientos de envejecimiento artificial, tales como termociclado y fatiga por carga cíclica, para poder reproducir en el laboratorio la complejidad de procesos a los que se ven sometidas las restauraciones una vez han sido colocadas en la boca del paciente, ya comentamos la falta de evidencia científica al respecto. De esta forma, se podría evaluar el éxito a largo plazo de aquellas restauraciones que hayan sido “retocadas” en la clínica. Dada la dificultad que presentan estos estudios, podría realizarse una fase *in vitro* que comparase distintos protocolos de envejecimiento, así como sus efectos en relación a la rugosidad superficial y resistencia mecánica.

De igual modo, parece necesaria la realización de estudios clínicos a largo plazo de supervivencia clínica de restauraciones para confirmar los resultados *in-vitro* obtenidos en este estudio y combinar ambos para proponer una clasificación de procedimientos clínicos de “retoques” (combinando procedimiento y nivel o profundidad del retoque) para estandarizar y registrar

adecuadamente dichos procedimientos a la hora de realizar comparaciones clínicas.

Por otro lado, la fórmula propuesta por Hsueh et al. nos parece la más adecuada para utilizar en ensayos de resistencia a la fractura con materiales bi o multicapa, tanto metalcerámicos como totalmente cerámicos. Por ello, proponemos su utilización en aras de permitir la estandarización en la sistemática y, por consiguiente, la comparación de estudios entre sí.

Así mismo, también sería interesante completar los resultados presentados en este documento con un análisis exhaustivo (con MEB o MFA) de concentraciones de distintas fases, forma, tamaño y posición del grano en los materiales de recubrimiento de los distintos grupos experimentales para comprender las diferencias observadas y valorar la posibilidad de establecer distintas indicaciones o protocolos clínicos para cada uno de ellos.

# *CONCLUSIONES*

**PRIMERA.** La perfilometría de contacto demuestra que la rugosidad superficial aumenta al fresar la porcelana de recubrimiento para reducir su espesor, pero tras el pulido vuelve a disminuir obteniéndose superficies tan lisas como con el glaseado.

**SEGUNDA.** La perfilometría de contacto no muestra diferencias de rugosidad superficial en función del núcleo utilizado, pero sí en función del recubrimiento. La porcelana feldespática con fluorapatita demostró mejor capacidad de pulido que la feldespática convencional.

**TERCERA.** El test de flexión biaxial determina que la resistencia a la fractura no disminuye tras el fresado y aumenta después del pulido.

**CUARTA.** El test de flexión biaxial revela diferencias en la resistencia a la fractura entre los distintos núcleos y recubrimientos, siendo más resistentes los grupos ceramometálicos, especialmente el de aleación base, que los totalmente cerámicos.

# *BIBLIOGRAFÍA*

1. Frieman S. Introduction to ceramic and glasses. Inc en ASM Engineering Material Handbook. Vol.4. Ceramics and Glasses. Philadelphia: ASM International; 1991:1-40.
2. Vega del Barrio JM. Materiales en Odontología: Fundamentos Biológicos, Clínicos, Biofísicos y Físico-químicos. España. Avances Médico dentales S.L; 1996.
3. Martínez F, Pradíes GJ, Suárez MJ. Ajuste marginal de restauraciones cerámicas de óxido de circonio. Madrid. Compañía Española de Reprografía y Servicios S.A; 2009.
4. Sastre R, De Aza S, San Román J. Biomateriales. Italia. Faenza Editrice Ibérica S.L; 2004.
5. Wildgoose DG et al. Glasss/ceramic/refractory techniques, their development and introduction into dentistry: a historical literature review. J Prosthet Dent 2004; 91: 136-43.
6. Álvarez Fernández, MA et al. Características generales y propiedades de las cerámicas sin metal. RCOE 2003; 8(5): 525-546.
7. Patrick Naylor W. Introduction to Metal-Ceramic Technology. 2ª edición. U.S. Quintessence Books; 2009.
8. Qualtrough AJE, Piddock V. Ceramics Update. J Dent 1997; 25: 91-95.
9. Mc Lean JW. Evolution of Dental Ceramics in the Twentieth Century. J Prosthet Dent 2001; 85: 61-6.
10. Del Río J. Odontología Integrada para Adultos. España: Pues S.L; 1999 (reedición 2003).
11. Martínez Rus F et al. Cerámicas Dentales: Clasificación y Criterios de Selección. RCOE 2007; 12(4): 253-263
12. Moraleda F. Estudio del comportamiento clínico de 194 laminas de porcelana como procedimiento restaurador. Valoración a tres años. Tesis Doctoral. UCM Facultad de Odontología. Madrid. Dir: Jose Mª Vega del Barrio; 1997.
13. Anusavice KJ. Ciencia de los Materiales Dentales. Phillips. 11ª edición. España:Mc Graw Hill Interamericana; 1998.
14. O'Brien WJ. Dental Materials and Their Selection. 2ªedición. Estados Unidos: Quintessence Books; 1997

15. García C. Desarrollo de vidrios alcalinos y alcalinoborácicos para recubrimientos; caracterización mecánica por indentación y microestructural. Tesis doctoral: Universidad Politécnica de Valencia; 2001.
16. Aboushelib MN, Kleverlaan CJ, Feilzer AJ. Microtensile bond strength of different components of core veneered all-ceramic restorations. Part II: Zirconia veneering ceramics. *Dent Mater* 2006; 22(9): 857-63.
17. Raigrodski AJ, Chiche GJ, Potiket N. The efficacy of posterior three-unit zirconium oxide-based ceramic fixed partial dental prostheses: a prospective clinical pilot study. *J Prosthet Dent* 2006; 96: 237-44.
18. Sailer I, Feher A, Filser F. Prospective clinical study of zirconia posterior fixed partial dentures: 3-year follow up. *Quintessence Int* 2006; 37: 685-93.
19. Vult von Steyern P, Carlson P, Nilner K. All ceramic fixed partial dentures designed according to the DC-Zirkon technique. A 2-year clinical study. *J Oral Rehabil* 2005; 32: 180-7.
20. García Naranjo AM<sup>a</sup>. Análisis microestructural de la unión ceramocerámica en prótesis fija. Tesis doctoral. Dir: Pradíes GJ, Mtnez. Rus F. UCM. Madrid; 2012.
21. Schmalz G, Arenholt-Bindslev D. Biocompatibility of Dental Materials. Springer; 2009.
22. José H, Báez G. Biomateriales Odontológicos de Uso Clínico. ECOE. Colombia; 1990.
23. Eliades G. et al. Dental materials in vivo. Aging and Related Phenomena. 2<sup>a</sup> edición. Quintessence Books. U.S; 2003
24. Toledano M. et al. Arte y Ciencia de los Materiales Odontológicos. Avances Médico-Dentales S.L. Madrid; 2003.
25. Donovan TE. Factors Essential for Successful All-Ceramic Restorations. *J Am Dent Assoc* 2008; 139: 14S-18S.
26. Della Bona A; Kelly JR. The Clinical Success of All-Ceramic Restorations. *J Am Dent Assoc* 2008; 139: 8S-13S.
27. Sukumaran VG., Narasimha Bharadwaj. Ceramics in Dental Applications. *Trenes Biomater. Artif. Organs*. 2006. 20(1): 7-11.
28. Sulick WD, Plekavich EJ. Surface finishing of dental porcelain. *J Prosthet Dent* 1981; 46(2): 217-21.
29. Bessing C, Wiktorsson A. Comparison of two different methods of polishing porcelain. *Scan J Dent Res* 1983; 91: 482-7.



30. Bollen CML, Lambrechts P, Quirynen M. Comparison of surface roughness of oral hard materials to the threshold surface roughness for bacterial plaque retention: A review of the literature. *Dent Mater* 1997; 13: 258-269.
31. Tholt B, Miranda-Junior WG, Prioli R, Thompson J, Oda M. Surface roughness in ceramics with different finishing techniques using atomic force microscope and profilometer. *Operative dentistry* 2006; 31(4): 442-49.
32. Quirynen M. Bollen CML. The influence of surface roughness and surface-free energy on supra- and subgingival plaque formation in man. *J Clin periodontol* 1995; 22: 1-14.
33. Anglada JM. Estudio rugosimétrico de la superficie de la cerámica feldespática utilizada en la elaboración de restauraciones ceramo-metálicas. 1992. Tesis doctoral. Departamento de Ciencias Morfológicas I de Odonto-estomatología. Universitat de Barcelona.
34. Thomas TR. *Rough Surfaces*. London-New Cork. Longman Press. 1982.
35. Efecto del granallado en la rugosidad superficial del Ti. Tesis doctoral. consultada en: [www.tdx.cbuc.es/TESIS\\_UPC/AVAILABLE/TDX-0518105-174146//06Cjab06de12.pdf](http://www.tdx.cbuc.es/TESIS_UPC/AVAILABLE/TDX-0518105-174146//06Cjab06de12.pdf).
36. Wennerberg A. On Surface Roughness and Implant Incorporation. PhD Thesis, University of Göteborg, Goteborg. 1996.
37. Hinojosa M, Reyes ME. La rugosidad de las superficies: Topometría. *Ingenierías* 2001; IV(11): 27-33.
38. ASME B46.1-2002. Surface texture (surface roughness, waviness, and lay). Estados Unidos. American Society of Mechanical Engineers. 2010.
39. Wiesendager R. *Scanning probe microscopy and spectroscopy. Methods and applications*. Cambridge. University Press. 1994.
40. Mirmehdi M; Xie X; Suri J. *Handbook of texture analysis*. Singapur. Imperial College Press. 2008.
41. Chen CJ. *Introduction to Scanning Tunneling Microscopy*. Reino Unido. Oxford University Press 2008 ()
42. Stout KJ. *Development of Methods for the Characterisation of Roughness in Three Dimensions*. Reino Unido. Penton Press. 2000.
43. Aguirre R. "Tipos y necesidades de acabados superficiales".
44. von Recum AF, Brown CE, Shannon CE, LaBerge M. Surface Topography. *Handbook of Biomaterials Evaluation. Scientific, Technical, and Clinical Testing of Implant Materials*. Von Recum AF. Taylor and Francis, Ann Arbor, MI (1999):227-240.

45. Brochu JF, El-Mowafy O. Longevity and Clinical Performance of IPS-Empress Ceramic restorations. A Literature Review. J Can Dent Assoc 2002; 68(4): 233-7.
46. Miyazaki T, Hotta Y, Kunii J, Kuriyama S, Tamaki Y. A Review of Dental CAD/CAM: Current Status and Future Perspectives from 20 Years of Experience. Dent Mater J 2009; 28(1): 44-56.
47. Touati B, Miara P, Nathanson D. Odontología estética y restauraciones cerámicas. Barcelona. Masson. 1998.
48. Heintze SD, Cavalleri A, Forjanic M, Zellweger G, Rousson V. Wear of ceramic and antagonist-A sistematic evaluation of influencing factors *in vitro*. Dent Mater 2008; 24 (24):433-449.
49. Oh WS, DeLong R, Anusavice KJ. Factors affecting enamel and ceramic wear: A literature review. J Prosthet Dent 2002; 87: 451-9.
50. Suputtamongkol K. et al. Clinical perfomance and wear characteristics of veneered lithia-disilicate-based ceramic crowns. Dent Mater. 2008; 24(5): 667-673.
51. Hsueh CH, Thompson GA, Jadaan OM, Wereszczak AA, Becher PF. Analysis of layer-thickness effects in bilayered dental ceramics subjected to thermal stresses and ring-on-ring tests. Dent Mat 2008; 24: 9-17.
52. Itinoche KM, Özcan M, Bottino MA, Oyafuso D. Effect of mechanical cycling on the flexural strength of densely sintered ceramics. Dent Mater 2006; 22(11): 1029-34.
53. Norma ISO 6872, Materiales de cerámicos. 2008.
54. Mallat E, Mallat E. Porcelana. En: Mallat E, Mallat E. Fundamentos de la estética bucal en el grupo anterior. Barcelona. Quintessence, 2001: 155-186.
55. Denry I, Nelly JR. State of the art of zirconia for dental applications. Dent Mat 2008; 24: 299–307.
56. Al-Wahadni A. “An in vitro investigation into the surface roughness of 2 glazed, unglazed, and refinished ceramic material”. Quintessence Int 2006; 37:311-17.
57. Sarac D, Sarac YS, Yuzbasioglu E, Bal S. The effects of porcelain polishing systems on the color and surface texture of feldspathic porcelain. J Proshet Dent 2006; 96: 122-8.
58. Wright MD, Masri R, Driscoll CF, Romberg E, Thompson GA, Runyan DA. Comparison of three systems for the polishing of an ultra-low fusing dental porcelain. J Prosthet Dent 2004; 92: 486-90.

59. Magne P, Oh WS, Pintado MR, DeLong R. Wear of enamel and veneering ceramics after laboratory and chairside finishing procedures. *J Prosthet Dent* 1999; 82: 669-79.
60. Giordano R, Cima M, Pober R. Effect of surface finish on the flexural strength of feldspathic and aluminous dental ceramics. *Int J Prosthodont* 1995; 8:311-19.
61. Fusayama T, Katayori T, Nomoto S. Corrosion of gold and amalgam placed in contact with each other. *J Dent Res* 1963; 42(5): 1183-97.
62. Marek M. The effect of tin in the Ag-Hg phase of dental amalgam on dissolution of mercury. *Dent Mater* 1997; 13: 353-359.
63. Mareci D, Nemtoi G, Aelenei N, Bocanu C. The electrochemical behavior of various non-precious Ni and Co based alloys in artificial saliva. *Eur Cell Mater* 2005; 8(10): 1-7.
64. Laurent F, Grosogeat B, Reclaru L. "Comparison of corrosion behavior in presence of oral bacteria". *Biomaterials* 2001; Aug 22(16): 2273-82.
65. Joska L, Poddana M, Leitner J. Corrosion behavior of palladium-silver-copper alloys in model saliva. *Dent Mater* 2008; 24(8): 1009-16.
66. Muller AW, Maessen FJ, Davidson CL. Determination of the corrosion rates of six dental Ni-Cr-Mo alloys in an artificial saliva by chemical analysis of the medium using ICP-AES. *Dent Mater* 1990; 6(1): 63-8.
67. Sun D, Monaghan P, Brantley WA, Johnston WM. Potentiodynamic polarization study of the in vitro corrosion behavior of 3 high-palladium alloys and a gold-palladium alloy in 5 media. *J Prosthet Dent* 2002; 87: 86-93.
68. Whitehouse DJ. *Handbook of Surface Metrology*. Institute of Physics Publishing. Bristol-Pennsylvania. 1992.
69. ANSI/ADA 69-1991. American National Standard/American Dental Association specification nº69 for dental ceramic.1991. Council on Dental materials, Instruments and Equipment. Chicago. 1991.
70. Yamamoto T, Nishiura R, Momoi Y. Influence of surface roughness on crack formation in a glass-ceramic bonded to a resin composite base. *J Oral Sci* 2006; 48: 125-30.
71. Roark JR, Young WC, Budynas RG. *Roark's formulas for stress & strain*. 5ª Edición. New York. McGraw-Hill; 1986. p.377-9.
72. Hsueh CH, Lutrell CR, Becher PF. Analysis of multilayered dental ceramics subjected to biaxial flexure tests. *Dent Mater* 2006; 22: 460-469.
73. Hsueh CH, Thompson GA. Appraisal of formulas for stresses in bilayered dental ceramics subjected to biaxial moment loading. *J Dent* 2007; 35: 600-606.

74. Hsueh CH, Kelly JR. Simple solutions of multilayered discs subjected to biaxial moment loading. *Dent Mater* 2009; 25: 506-513.
75. Pittayachawan P, McDonald A, Petrie A, Knowles JC. The biaxial flexural strength and fatigue property of Lava TM Y-TZP dental ceramic. *Dent Mater* 2007; 23: 1018-29.
76. Fischer J, Stawarczyk B, Hämmerle CHF. Flexural strength of veneering ceramics for zirconia. *J Dentistry* 2008; 36: 316-321.
77. Yilmaz H, Aydin C, Gul BE. Flexural strength and fracture toughness of dental core ceramics. *J Prosthet Dent* 2007; 98: 120-8.
78. Fischer J, Stawarczyk B. Compatibility of machined Ce-TZP/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanocomposite and veneering ceramic. *Dent Mater* 2007; 23: 1500-05.
79. Chen YM, Smales RJ, Yip KH, Sung WJ. Translucency and biaxial flexural strength of four ceramic core materials. *Dent Mater* 2008; 24: 1506-11.
80. De Torres EM, Barbosa GA, Bernardes SR, de Mattos Mda G, Ribeiro RF. Correlation between vertical misfits and stresses transmitted to implants from metal frameworks. *Journal of Biomechanics* 2011; 44: 1735-39.
81. Ashby MF, Jones DRH. *Materiales para la ingeniería I: Introducción a las propiedades, las aplicaciones y el diseño*. España: Reverté S.A; 2008.
82. Taskonak B, Borges GA, Mecholsky JJ Jr, Anusavice KJ, Moore BK, Yan J. The effects of viscoelastic parameters on residual stress development in a zirconia/glass bilayer dental ceramic. *Dent Mater* 2008; 24(9): 1149-55.
83. Gil S; Rodriguez E. *Introducción a la elasticidad*. Perú: Prentice Hall; 2001. ([www.fisicacreativa.com/papers\\_sg/papers\\_sgil/docencia/elasticidad1.pdf](http://www.fisicacreativa.com/papers_sg/papers_sgil/docencia/elasticidad1.pdf)).
84. Jung YG, Wuttiaphan S, Peterson IM, Lawn BR. Damage Modes in Dental Layer Structures. *J Dent Res* 1999; 78(4): 887-897.
85. Cho MS, Lee YK, Lim BS, Lim YJ. Changes in optical properties of enamel porcelain after repeated external staining. *J Prosthet Dent* 2006; 95: 437-43.
86. Scurria MS, Powers JM. Surface roughness of two polished ceramic materials. *J Prosthet Dent* 1994; 71: 174-7.
87. Olivera AB; Marques MM. Esthetic Restorative Materials and opposing Enamel Wear. *Operative Dentistry* 2008; 33(3): 332-37.
88. Campbell SD. Evaluation of surface roughness and polishing techniques for new ceramic materials. *J Prosthet Dent* 1989; 61:563-8.
89. Kou W, Molin M, Sjögren G. Surface roughness of five different dental ceramic core materials after grinding and polishing. *Journal of oral Rehabilitation* 2006; 33:117-124.

90. Ahmad R, Morgano SM, Wu BM, Giordano RA. An evaluation of the effects of handpiece speed, abrasive characteristics, and polishing load on the flexural strength of polished ceramics. *J Prosthet Dent* 2005; 94: 421-9.
91. Alkhiary YM, Morgano SM, Giordano RA. Effects of acid hydrolysis and mechanical polishing on surface residual stresses of low-fusing dental ceramics. *J Prosthetic Dent* 2003; 90(2): 133-141.
92. Hultström AK, Bergman M. Polishing systems for dental ceramics. *Acta Odontol Scand* 1993; 51: 229-234.
93. Benett JM, Mattsson L. Introduction to surface roughness and scattering". Optical Society of America. Washington D.C;1989.
94. Windecker R. Optical autofocussing profilometer. *Technisches-Messen* 60. 1993:267-270.
95. Albakry M, Guazzato M, Swain MA. Effect of sandblasting, grinding, polishing and glazing on the flexural strength of two pressable all-ceramic dental materials. *J Dent* 2004; 32: 91-99.
96. Drummond JL, King TJ, Bapna MS. Mechanical property evaluation of pressable restorative ceramics. *Dent Mater* 2000; 16(3): 226-33.
97. Fischer J, Zbären C, Stawarczyk B, Hämmerle CH. The effect of thermal cycling on metal-ceramic bond strength. 2009. *J Dent* 37(3): 549-553.
98. Rosentritt M, Siavikis G, Behr M, Kolbeck C, Handel G. Approach for evaluating the significance of laboratory simulation. *J Dent* 2008; 36(12): 1048-1053.
99. Gale MS, Darwell BW. Thermal cycling procedures for laboratory testing of dental restorations. *J Dent* 1999; 27: 89-99.
100. Stappert CFJ, Guess PC, Chitmongkolsuk S, Gerds T, Strub JR. All-ceramic partial coverage restorations on natural molars. Masticatory fatigue loading and fracture resistance. *Am J Dent* 2007; 20(1): 21-26.
101. Segerström S, Ruyter IE. Effect of thermal cycling on flexural properties of carbon-graphite fiber-reinforced polymers. *Dent Mat* 2009; 25: 845-851.
102. Stappert CFJ, Att W, Gerds T, Strub JR. Fracture resistance of different partial-coverage ceramic molar restorations: An in vitro investigation. *J Am Dent Assoc* 2006; 137: 514-522.
103. Ayad MF, Vermilyea SG, Rosenstiel SF. Corrosion behavior of as-received and previously cast high noble alloy. *J Prosthet Dent* 2008; 100: 34-40.
104. Yilmaz H, Nemli SK, Aydin C, Bal BT. Effect of fatigue on biaxial flexural strength of bilayered porcelain/zirconia (Y-TZP) dental ceramics. *Dent Mat* 2011; 27: 786-795.

105. Guazzato M, Proos K, Quach L, Swain MV. Strength, reliability and mode of fracture of bilayered porcelain/zirconia (Y-TZP) dental ceramics. *Biomaterials* 2004; 25: 5045-5052.
106. Pittayachawan P, McDonald A, Petrie A, Knowles JC. The biaxial flexural strength and fatigue property of Lava™ Y-TZP dental ceramic". *Dent Mat* 2007; 23: 1018-29.
107. Taskonak B, Mecholsky Jr.JJ, Anusavice KJ. Residual stresses in bilayer dental ceramics. *Biomaterials* 2005; 26: 3235-41.
108. Huang CW, Hsueh CH. Piston-on-three-ball versus piston-on-ring in evaluating the biaxial strength of dental ceramics. *Dent Mater* 2011; 27: e117-e123.
109. Sadighpour L, Geramipanah F, Raeesi B. In Vitro Mechanical Test for Modern Dental Ceramics. *J Dent* 2006; 3(3): 143-152.
110. White SN, Caputo AA, Vidjak F, Seghi RR. Moduli of rupture of layered dental ceramics. *Dent Mater* 1994; 10:52-8.
111. White SN, Miklus VG, Mc Laren EA, Lang LA, Caputo AA. Flexural strength of a layered zirconia and porcelain dental all-ceramic system. *J Prosthet Dent* 2005; 94(2): 125-31.
112. Bona AD, Anusavice KJ, DeHoff PH. Weibull analysis and flexural strength of hot-pressed core and veneered ceramic structure. *Dent Mater* 2003; 19: 662-9.
113. Zeng K, Oden A, Rowcliffe D. Evaluation of mechanical properties of dental ceramic core materials in combination with porcelain. *Int J Prosthodont* 1998; 11: 183-9.
114. Kelly JR, Tesk JA, Sorensen JA. Failure of all-ceramic fixed partial dentures in vitro and in vivo: analysis and modelling. *J Dent Res* 1995; 74: 1253-8.
115. Chong KH, Chai J, Takashi Y, Wozniak W. Flexural strength on In-Ceram Alumina and In-Ceram Zirconia core materials. *Int J Prosthodont* 2002; 15(2): 183-8.
116. Thompson GA. Influence of relative layer height and testing method on the failure mode and origin in a bilayered dental ceramic composite. *Dent Mater* 2000; 16: 235-43.
117. ASTM C1499-05. Standard Test Method for Monotonic Equibiaxial Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature. West Conshohocken, Pennsylvania: ASTM International 2005.
118. Brackett SE, Leary JM, Turner KA, Jordan RD. An evaluation of porcelain strength and the effect of surface treatment. *J Prosthet Dent* 1989; 61: 446-51.
119. Kim S, Kim HI, Brewer JD, Monaco EA Jr,. Comparison of fracture resistance of pressable metal ceramic custom implant abutments with CAD/CAM

- commercially fabricated zirconia implants abutments. *J Prosthet Dent* 2009; 101(4): 226:230.
120. Hwang JW, Yang JH. Fracture strength of copy-milled and conventional In-Ceram crowns. *Journal of Oral Rehabilitation* 2001; 28: 678-683.
121. Catell MJ, Palumbo RP, Knowles JC, Clarke RL. The effect of veneering and heat treatment on the flexural strength of Empress® II ceramics. *J Dent* 2002; 30: 161-9.
122. Giordano RA, Pelletier L, Campbell S, Poher R. Flexural strength of an infused ceramic, glass ceramic, and feldspathic porcelain. *J Prosthet Dent* 1995; 73: 411-8.
123. Stout KJ. "Three-Dimensional Surface Topography: Measurement, Interpretation, and Applications. A survey and Bibliography". Penton Press, London-Bristol-Pennsylvania. 1994.
124. Belsuzarri A, Matson E, Martins M. The effect of glazed and polished ceramics on human enamel wear. *Int J Prosthodont* 2006; 19:547-548.
125. Chu FCS, Frankel N, Smales RJ. Surface roughness and flexural strength of self-glazed, polished and reglazed In-Ceram/Vitadur Alpha porcelain laminates. *Int J Prosthodont* 2000; 13: 66-71.
126. Blatz MB, Oppes S, Chiche G, Holst S, Sadan A. Influence of cementation technique on fracture strength and leakage of alumina all-ceramic crowns after cyclic loading. *Quintessence Int* 2008; 39: 23-32.
127. Chitmongkolsuk S, Heydecke G, Stappert C, Strub JR. Fracture strength of all-ceramic lithium disilicate and porcelain-fused-to-metal bridges for molar replacement after dynamic loading. *Eur J Prosthodont Rest Dent* 2002; 10(1): 15-22.
128. Yoshimura HN, Cesar PF, Soki FN, Gonzaga CC. Stress intensity factor threshold in dental porcelains. *J Mater Sci Mater Med* 2008; 19(5): 1945-1951.
129. Gonzaga CC, Yoshimura HN, Cesar PF, Miranda WG Jr. Subcritical crack growth in porcelains, glass-ceramics and glass-infiltrated alumina composite for dental restorations" *J Mater Sci Mater Med* 2009; 20(5): 1017-1024.
130. Kelly JR. Perspectives on strength. *Dent Mater* 1995; 11: 103-110.
131. Moore DG, Pitts JW, Richmond JC, Harrison WN. Galvanic corrosion theory for adherence of porcelain enamel ground coats to steel. *Journal of the American ceramic Society* 1986; 69: 239-240.
132. Scholze H. *El vidrio; tensión superficial*. Paris: Instituto del vidrio; 1980.

133. Tomsia AP, Pask JA. Bonding of dental glass to Ni-Cr alloys. *Journal of the American Ceramic Society* 1986; 69: 239-40.
134. Heintze SD, Rousson V. Survival of Zirconia and Metal-Supported Fixed Dental Prostheses: A Systematic Review. *Int J Prosthodont* 2010; 23: 493-502.
135. Taskonak B, Yan J, Mecholsky JJ Jr, Sertgöz A, Kocak A. Fractographic analyses of zirconia-based fixed partial dentures. *Dent Mater* 2008; 24: 1077-82.
136. Kosmac T, Oblak C, Jevnikar P, Funduk N, Marion L. Strength and reliability of surface treated Y-TZP dental ceramics. *J Biomed Mater Res* 2000; 53: 304-13.
137. Hämmerle CHF. Success and failure of fixed bridge-work. *Periodontol* 2000 1994; 4: 41-51.
138. Shijo Y, Shinya A, Gomi H, Lassila L, Vallitu P. Studies on mechanical strength, thermal expansion of layering porcelains to alumina and zirconia ceramic core materials. *Dent Mater* 2009; 28: 352-61.
139. Aboushelib M, De Jager N, Pallav P, Feilzer AJ. Microtensile bond strength of different components of core veneered all-ceramic restorations. *Dent Mater* 2005; 21: 984-91.
140. Swain MV. Unstable cracking (chipping) of veneering porcelain on all-ceramic dental crowns and fixed partial dentures. *Act Biomater* 2009; 5: 1668-1677.
141. Mascarós S, Faraldos M, Goberna C. Difracción de Rayos X en técnicas de análisis y caracterización de materiales. Madrid: Consejo Superior de Investigaciones Científicas; 2003.
142. Fischer J, Stawarczyk B, Trottmann A, Hämmerle CH. Effect of thermal misfit between different veneering ceramics and zirconia frameworks on in vitro fracture load of single crowns. *Dent Mater J* 2007; 25: 419-23.
143. Rosentritt M, Steiger D, Behr M, Handes G, Kolbeck C. Influence of substructure design and spacer settings on the in vitro performance of molar zirconia crowns. *J Dent* 2009; 37: 978-83.
144. Al-Shehri SA, Mohammed H, Wilson CA. Influence of lamination on the flexure strength of dental castable ceramic. *J Prosthet Dent* 1996; 76: 23-8.



145. Isgro G, Pallav P, Van der Zel JM, Feilzer AJ. The influence of the veneering porcelain and different surface treatments on the biaxial flexure strength of a heat-pressed ceramic. *J Prosthet Dent* 2003; 90: 465-73.
146. Swain MV, Aboushelib MN, Feilzer AJ, Kleverlaan CJ. Bridging the gap between clinical failure and laboratory fracture strength tests using a fractographic approach. *Dent Mater* 2009; 25: 383-91.
147. Guazzato M, Albakry M, Ringer SP, Swain MV. Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part I. Pressable and alumina glass-infiltrated ceramics. *Dent Mat* 2004; 20: 441-48.
148. de Aza AH, Chevalier J, Fantozzi G, Schehl M, Torrecillas R. Slow-crack-growth behavior of zirconia toughened alumina ceramic processed by different methods *J Am Ceram Soc* 2003; 86: 115-120.
149. Benetti P, Della Bona A, Kelly JR. Evaluation of thermal compatibility between core and veneer dental ceramics using shear bond strength test and contact angle measurement. *Dent Mater* 2010; 26: 743-50.
150. Denry I, Kelly JR. State of the art of zirconia for dental applications. *Dent mater* 2008; 24: 299-307.
151. Guess PC, Kulis A, Witkowski S, Wolkewitz M, Zhang Y, Strub JR. Shear bond strengths between different zirconia cores and veneering ceramics and their susceptibility to thermocycling. *Dent Mater* 2008; 1556-67.
152. Dündar M, Özcan M, Gökce B, Cömlekoglu E, Leite F, Valandro LF. Comparison of two bond strength testing methodologies for bilayered all-ceramics. *Dent Mater* 2007; 23: 630-36.
153. Guazzato M, Albakry M, Ringer SP, Swain MV. Strength fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part II. Zirconia-based dental ceramics. *Dent Mat* 2004; 20: 449-56.
154. Chu F, Chow W, Chai J. Contrast ratios and masking ability of three types of ceramic veneers. *J Prosthet Dent* 2007; 98: 359-64.
155. Lawson S. Environmental degradation of zirconia ceramics. *J Eur Ceram Soc* 1995; 15: 485-502.
156. Chevalier J. What future for zirconia as a biomaterial? *Biomater* 2006; 27: 535-43.

157. Tholey MJ, Berthold C, Swain MV, Thiel N. XRD2 micro-diffraction analysis of the interface between Y-TZP and veneering porcelain: Role of applications methods. *Dent Mater* 2010; 26: 545-52.
158. Ashkanani HM, Raigrosdki AJ, Flinn BD, Heindl H, Mancini LA. Flexural and shear strengths of ZrO<sub>2</sub> and a high-noble alloy bonded to their corresponding porcelains. *J Prosthet Dent* 2008; 24: 744-52.

# *APÉNDICE*

**1. CORRELACIONES DE PEARSON Ra Vs. Rz**

		RA (GLASEA DAS)	RZ (GLASEAD AS)	RA (FRESA DAS)	RZ (FRESA DAS)	RA (PULID AS)	RZ (PULID AS)
RA (GLASEA DAS)	Correlación de Pearson	1	,814**	-,061	-,061	,305	,123
	Sig. (bilateral)		,000	,642	,645	,102	,516
	N	90	90	60	60	30	30
RZ (GLASEA DAS)	Correlación de Pearson	,814**	1	-,041	-,047	,224	-,014
	Sig. (bilateral)	,000		,754	,721	,234	,942
	N	90	90	60	60	30	30
RA (FRESAD AS)	Correlación de Pearson	-,061	-,041	1	,855**	,090	,204
	Sig. (bilateral)	,642	,754		,000	,637	,281
	N	60	60	60	60	30	30
RZ (FRESAD AS)	Correlación de Pearson	-,061	-,047	,855**	1	,246	,555**
	Sig. (bilateral)	,645	,721	,000		,189	,001
	N	60	60	60	60	30	30
RA (PULIDAS )	Correlación de Pearson	,305	,224	,090	,246	1	,513**
	Sig. (bilateral)	,102	,234	,637	,189		,004
	N	30	30	30	30	30	30
RZ (PULIDAS )	Correlación de Pearson	,123	-,014	,204	,555**	,513**	1
	Sig. (bilateral)	,516	,942	,281	,001	,004	
	N	30	30	30	30	30	30

\*\* . La correlación es significativa al nivel 0,01 (bilateral).

## 2. ESTADÍSTICA DESCRIPTIVA POR GRUPOS SEGÚN TRATAMIENTO SUPERFICIAL Y MATERIALES.

### 2.1. TOTALMENTE CERÁMICAS.

#### 2.1.1. D/FC (Disilicato de Litio/Feldespática Convencional).

	TIPO DE MATERIALES		Estadístico	Error típ.
RA (GLASEADAS)	D/FC	Media	1,6957	,15467
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	1,2662
			Límite superior	2,1251
		Media recortada al 5%	1,6905	
		Mediana	1,6450	
		Varianza	,120	
		Desv. típ.	,34585	
		Mínimo	1,29	
		Máximo	2,20	
		Rango	,91	
		Amplitud intercuartil	,62	
		Asimetría	,553	,913
		Curtosis	,169	2,000
RA (FRESADAS)	D/FC	Media	3,5750	,31047
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,7130
			Límite superior	4,4370
		Media recortada al 5%	3,5450	
		Mediana	3,3600	
		Varianza	,482	
		Desv. típ.	,69424	

		Mínimo	2,95	
		Máximo	4,75	
		Rango	1,80	
		Amplitud intercuartil	1,08	
		Asimetría	1,622	,913
		Curtosis	3,015	2,000
RA (PULIDAS)	D/FC	Media	1,7350	,23321
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	1,0875
			Límite superior	2,3825
		Media recortada al 5%	1,7228	
		Mediana	1,6150	
		Varianza	,272	
		Desv. típ.	,52146	
		Mínimo	1,24	
		Máximo	2,45	
		Rango	1,21	
		Amplitud intercuartil	1,00	
		Asimetría	,574	,913
		Curtosis	-1,661	2,000

### 2.1.2. Z/AL (Óxido de Zirconio/Feldespática con alúmina).

	TIPO DE MATERIALES		Estadístico	Error típ.
RA (GLASEADAS)	Z/AL	Media	1,7593	,14642
		Intervalo de confianza para la	Límite inferior	1,3528

		media al 95%	Límite superior	2,1659	
		Media recortada al 5%		1,7486	
		Mediana		1,7500	
		Varianza		,107	
		Desv. típ.		,32741	
		Mínimo		1,45	
		Máximo		2,27	
		Rango		,82	
		Amplitud intercuartil		,58	
		Asimetría		,963	,913
		Curtosis		,674	2,000
RA (FRESADAS)	Z/AL	Media		3,2950	,28975
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,4905	
			Límite superior	4,0995	
		Media recortada al 5%		3,3019	
		Mediana		3,3650	
		Varianza		,420	
		Desv. típ.		,64789	
		Mínimo		2,37	
		Máximo		4,10	
		Rango		1,72	
		Amplitud intercuartil		1,16	
		Asimetría		-,405	,913
		Curtosis		,216	2,000
RA (PULIDAS)	Z/AL	Media		1,6290	,36239
		Intervalo de confianza para la	Límite inferior	,6228	

		media al 95%	Límite superior	2,6352	
		Media recortada al 5%		1,6408	
		Mediana		1,8650	
		Varianza		,657	
		Desv. típ.		,81033	
		Mínimo		,53	
		Máximo		2,52	
		Rango		1,99	
		Amplitud intercuartil		1,53	
		Asimetría		-,500	,913
		Curtosis		-1,490	2,000

## 2.2. METALCERÁMICAS

### 2.2.1. N/FC y N/FF (Aleación Noble/Feldespatica convencional y Aleación Noble/cerámica con Fluorapatita).

	TIPO DE MATERIALES		Estadístico	Error típ.
RA (GLASEADAS)	N/FC	Media	2,3663	,17138
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	1,8905
			Límite superior	2,8422
		Media recortada al 5%		2,3655
		Mediana		2,5400
		Varianza		,147
		Desv. típ.		,38322
		Mínimo		1,93
		Máximo		2,82



		Rango		,88	
		Amplitud intercuartil		,71	
		Asimetría		-,216	,913
		Curtosis		-2,394	2,000
	N/FF	Media		1,5710	,10451
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	1,2808	
			Límite superior	1,8612	
		Media recortada al 5%		1,5591	
		Mediana		1,5367	
		Varianza		,055	
		Desv. típ.		,23369	
		Mínimo		1,39	
		Máximo		1,97	
		Rango		,57	
		Amplitud intercuartil		,37	
		Asimetría		1,639	,913
		Curtosis		2,907	2,000
	RA (FRESADAS)	Media		3,7730	,41958
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,6080	
			Límite superior	4,9380	
		Media recortada al 5%		3,7308	
		Mediana		3,3500	
		Varianza		,880	
		Desv. típ.		,93822	
		Mínimo		3,04	
		Máximo		5,27	

		Rango		2,23	
		Amplitud intercuartil		1,62	
		Asimetría		1,320	,913
		Curtosis		,973	2,000
	N/FF	Media		3,2070	,14561
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,8027	
			Límite superior	3,6113	
		Media recortada al 5%		3,2158	
		Mediana		3,2600	
		Varianza		,106	
		Desv. típ.		,32559	
		Mínimo		2,68	
		Máximo		3,58	
		Rango		,90	
		Amplitud intercuartil		,48	
		Asimetría		-1,155	,913
		Curtosis		2,627	2,000
	N/FC	Media		2,5970	,95432
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	-,0526	
			Límite superior	5,2466	
		Media recortada al 5%		2,4750	
		Mediana		1,8050	
		Varianza		4,554	
		Desv. típ.		2,13393	
		Mínimo		1,05	
		Máximo		6,34	
RA (PULIDAS)	N/FC	Media		2,5970	,95432
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	-,0526	
			Límite superior	5,2466	
		Media recortada al 5%		2,4750	
		Mediana		1,8050	
		Varianza		4,554	
		Desv. típ.		2,13393	
		Mínimo		1,05	
		Máximo		6,34	

		Rango		5,29	
		Amplitud intercuartil		2,96	
		Asimetría		2,021	,913
		Curtosis		4,267	2,000
	N/FF	Media		,8520	,08191
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	,6246	
			Límite superior	1,0794	
		Media recortada al 5%		,8533	
		Mediana		,8200	
		Varianza		,034	
		Desv. típ.		,18315	
		Mínimo		,60	
		Máximo		1,09	
		Rango		,49	
		Amplitud intercuartil		,32	
		Asimetría		-,228	,913
		Curtosis		,252	2,000

**2.2.2. B/FC y B/FF (Aleación Base/Feldespatica convencional y Aleación Base/cerámica con Fluorapatita).**

	TIPO DE MATERIALES			Estadístico	Error típ.
RA (GLASEADAS)	B/FC	Media		2,4070	,13999
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,0183	
			Límite superior	2,7957	
		Media recortada al 5%		2,4235	
		Mediana		2,4883	
		Varianza		,098	

		Desv. típ.		,31302	
		Mínimo		1,88	
		Máximo		2,64	
		Rango		,76	
		Amplitud intercuartil		,50	
		Asimetría		-1,697	,913
		Curtosis		3,010	2,000
	B/FF	Media		1,6377	,06510
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	1,4569	
			Límite superior	1,8184	
		Media recortada al 5%		1,6344	
		Mediana		1,6517	
		Varianza		,021	
		Desv. típ.		,14557	
		Mínimo		1,50	
		Máximo		1,84	
		Rango		,34	
		Amplitud intercuartil		,28	
		Asimetría		,375	,913
		Curtosis		-1,227	2,000
RA (FRESADAS)	B/FC	Media		3,7010	,47882
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,3716	
			Límite superior	5,0304	
		Media recortada al 5%		3,7164	
		Mediana		3,6850	
		Varianza		1,146	

		Desv. típ.		1,07067	
		Mínimo		2,09	
		Máximo		5,04	
		Rango		2,96	
		Amplitud intercuartil		1,74	
		Asimetría		-,595	,913
		Curtosis		1,572	2,000
	B/FF	Media		3,5110	,29614
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,6888	
			Límite superior	4,3332	
		Media recortada al 5%		3,5061	
		Mediana		3,4300	
		Varianza		,438	
		Desv. típ.		,66218	
		Mínimo		2,67	
		Máximo		4,44	
		Rango		1,77	
		Amplitud intercuartil		1,18	
		Asimetría		,294	,913
		Curtosis		,197	2,000
RA (PULIDAS)	B/FC	Media		1,7590	,40304
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	,6400	
			Límite superior	2,8780	
		Media recortada al 5%		1,7100	
		Mediana		1,6250	
		Varianza		,812	

		Desv. típ.		,90122	
		Mínimo		1,10	
		Máximo		3,31	
		Rango		2,21	
		Amplitud intercuartil		1,35	
		Asimetría		1,799	,913
		Curtosis		3,473	2,000
	B/FF	Media		1,6050	,21912
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	,9966	
			Límite superior	2,2134	
		Media recortada al 5%		1,6272	
		Mediana		1,8900	
		Varianza		,240	
		Desv. típ.		,48997	
		Mínimo		,84	
		Máximo		1,97	
		Rango		1,13	
		Amplitud intercuartil		,84	
		Asimetría		-1,236	,913
		Curtosis		,280	2,000

## 2.3. CUADRO RESUMEN

Estadísticos descriptivos					
	NUCLEO	RECUBRIMIENTO	Media	Desviación típica	N
RA (GLASEADAS)	D	FC (e.max)	1,6957	,34585	5
		Total	1,6957	,34585	5
	Z	AL	1,7593	,32741	5

		Total	1,7593	,32741	5
	N	FC (In line)	2,3663	,38322	5
		FF	1,5710	,23369	5
		Total	1,9687	,51503	10
	B	FC (In line)	2,4070	,31302	5
		FF	1,6377	,14557	5
		Total	2,0223	,46624	10
	Total	FC (e.max)	1,6957	,34585	5
		AL	1,7593	,32741	5
		FC (In line)	2,3867	,33057	10
		FF	1,6043	,18688	10
		Total	1,9062	,44545	30
RA (FRESADAS)	D	FC (e.max)	3,5750	,69424	5
		Total	3,5750	,69424	5
	Z	AL	3,2950	,64789	5
		Total	3,2950	,64789	5
	N	FC (In line)	3,7730	,93822	5
		FF	3,2070	,32559	5
		Total	3,4900	,72617	10
	B	FC (In line)	3,7010	1,07067	5
		FF	3,5110	,66218	5
		Total	3,6060	,84522	10
	Total	FC (e.max)	3,5750	,69424	5
		AL	3,2950	,64789	5
		FC (In line)	3,7370	,94982	10
		FF	3,3590	,51736	10
		Total	3,5103	,72232	30
RA (PULIDAS)	D	FC (e.max)	1,7350	,52146	5
		Total	1,7350	,52146	5
	Z	AL	1,6290	,81033	5

		Total	1,6290	,81033	5
	N	FC (In line)	2,5970	2,13393	5
		FF	,8520	,18315	5
		Total	1,7245	1,69841	10
	B	FC (In line)	1,7590	,90122	5
		FF	1,6050	,48997	5
		Total	1,6820	,68867	10
	Total	FC (e.max)	1,7350	,52146	5
		AL	1,6290	,81033	5
		FC (In line)	2,1780	1,60620	10
		FF	1,2285	,52831	10
		Total	1,6962	1,08253	30

### 3. PRUEBAS DE NORMALIDAD (Kolmogorov-Smirnov)

#### 3.1 TOTALMENTE CERÁMICAS

##### 3.1.1. D/FC

		RA (GLASEADAS)	RA (FRESADAS)	RA (PULIDAS)
N		15	10	5
Parámetros normales <sup>a, b</sup>	Media	2,0872	3,4555	1,7350
	Desviación típica	,75587	0,57850	0,52146
Diferencias más extremas	Absoluta	,237	0,168	0,203
	Positiva	,237	0,168	0,203
	Negativa	-,155	-,125	-0,171
Z de Kolmogorov-Smirnov		,918	,532	,455
Sig. asintót. (bilateral)		,369	,939	,986



a. La distribución de contraste es la Normal.

b. Se han calculado a partir de los datos.

### 3.1.2. Z/AL

		RA (GLASEADAS)	RA (FRESADAS)	RA (PULIDAS)
N		15	10	5
Parámetros normales <sup>a,b</sup>	Media	1,9367	3,6295	1,6290
	Desviación típica	,43171	0,78560	0,81033
Diferencias más extremas	Absoluta	,173	105	0,215
	Positiva	,173	105	0,151
	Negativa	-,133	-0.080	-0,215
Z de Kolmogorov-Smirnov		,672	0,331	0,480
Sig. asintót. (bilateral)		,757	1,000	0,975

a. La distribución de contraste es la Normal.

b. Se han calculado a partir de los datos.

## 3.2. METALCERÁMICAS: ALEACIÓN NOBLE

### 3.2.1. N/FC

		RA (GLASEADAS)	RA (FRESADAS)	RA (PULIDAS)
N		15	10	5
Parámetros normales <sup>a,b</sup>	Media	2,1583	3,3900	2,5970
	Desviación típica	,38155	,80181	2,13393
Diferencias más extremas	Absoluta	,112	,239	,372
	Positiva	,087	,239	,372
	Negativa	-,112	-,158	-,234
Z de Kolmogorov-Smirnov		,435	,755	,832
Sig. asintót. (bilateral)		,992	,618	,494

a. La distribución de contraste es la Normal.

b. Se han calculado a partir de los datos.

### 3.2.2. N/FF

		RA (GLASEADAS)	RA (FRESADAS)	RA (GLASEADAS)
N		15	10	5
Parámetros normales <sup>a,,b</sup>	Media	1,3260	3,2955	0,8520
	Desviación típica	,41180	,30085	,18315
Diferencias más extremas	Absoluta	,251	,124	,199
	Positiva	,164	,110	,169
	Negativa	-,251	-,124	-,199
Z de Kolmogorov-Smirnov		,971	,391	,444
Sig. asintót. (bilateral)		,302	,998	,989

a. La distribución de contraste es la Normal.

b. Se han calculado a partir de los datos.

## 3.3. METALCERÁMICAS: ALEACIÓN BASE

### 3.3.1. B/FC

		RA (GLASEADAS)	RA (FRESADAS)	RA (PULIDAS)
N		15	10	5
Parámetros normales <sup>a,,b</sup>	Media	1,9522	3,2040	1,7590
	Desviación típica	,43106	,95677	,90122
Diferencias más extremas	Absoluta	,129	,142	,357
	Positiva	,129	,142	,357
	Negativa	-,117	-,111	-,231
Z de Kolmogorov-Smirnov		,498	,449	,798
Sig. asintót. (bilateral)		,965	,988	,547

a. La distribución de contraste es la Normal.

b. Se han calculado a partir de los datos.

### 3.3.2 B/FF

	RA (GLASEADAS)	RA (FRESADAS)	RA (PULIDAS)
--	-------------------	------------------	-----------------

N		15	10	5
Parámetros normales <sup>a,b</sup>	Media	1,3084	3,5390	1,6050
	Desviación típica	,27042	,50964	,48997
Diferencias más extremas	Absoluta	,186	,129	,320
	Positiva	,186	,118	,228
	Negativa	-,122	-,129	-,320
Z de Kolmogorov-Smirnov		,719	,406	,715
Sig. asintót. (bilateral)		,680	,996	,687

a. La distribución de contraste es la Normal.

b. Se han calculado a partir de los datos.

#### 4. ANOVA de medidas repetidas según “tratamiento superficial” (glaseada/fresada/pulida) y comparaciones por pares.

Factores intra-sujetos					
factor1	Variable dependiente	Media	Error típ.	Intervalo de confianza 95%	
				Límite inferior	Límite superior
1	Media Ra GLASEADAS	1,906 <sup>a</sup>	,055	1,792	2,020
2	Media Ra FRESADAS	3,510 <sup>a</sup>	,139	3,224	3,797
3	Media Ra PULIDAS	1,696 <sup>a</sup>	,191	1,302	2,090

Contrastes multivariados <sup>b</sup>						
Efecto		Valor	F	Gl de la hipótesis	Gl del error	Sig.
factor1	Traza de Pillai	,800	56,053 <sup>a</sup>	2,000	28,000	,000
	Lambda de Wilks	,200	56,053 <sup>a</sup>	2,000	28,000	,000
	Traza de Hotelling	4,004	56,053 <sup>a</sup>	2,000	28,000	,000

	Raíz mayor de Roy	4,004	56,053 <sup>a</sup>	2,000	28,000	,000
--	-------------------	-------	---------------------	-------	--------	------

a. Estadístico exacto

b. Diseño: Intersección

Diseño intra-sujetos: factor1

**Prueba de esfericidad de Mauchly<sup>b</sup>**

Efecto intra-sujetos	W de Mauchly	Chi-cuadrado aprox.	gl	Sig.
factor1	,803	6,130	2	,047

Contrasta la hipótesis nula de que la matriz de covarianza error de las variables dependientes transformadas es proporcional a una matriz identidad.

**Prueba de esfericidad de Mauchly<sup>b</sup>**

Efecto intra-sujetos	Epsilon <sup>a</sup>		
	Greenhouse-Geisser	Huynh-Feldt	Límite-inferior
factor1	,836	,881	,500

Contrasta la hipótesis nula de que la matriz de covarianza error de las variables dependientes transformadas es proporcional a una matriz identidad.

a. Puede usarse para corregir los grados de libertad en las pruebas de significación promediadas. Las pruebas corregidas se muestran en la tabla Pruebas de los efectos inter-sujetos.

b. Diseño: Intersección

Diseño intra-sujetos: factor1

**Pruebas de efectos intra-sujetos.**

Origen		Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática
factor1	Esfericidad asumida	59,087	2	29,543
	Greenhouse-Geisser	59,087	1,671	35,352
	Huynh-Feldt	59,087	1,762	33,542
	Límite-inferior	59,087	1,000	59,087
Error(factor1)	Esfericidad asumida	32,211	58	,555
	Greenhouse-Geisser	32,211	48,470	,665
	Huynh-Feldt	32,211	51,086	,631
	Límite-inferior	32,211	29,000	1,111

Pruebas de efectos intra-sujetos.			
Origen		F	Sig.
factor1	Esfericidad asumida	53,197	,000
	Greenhouse-Geisser	53,197	,000
	Huynh-Feldt	53,197	,000
	Límite-inferior	53,197	,000

Pruebas de contrastes intra-sujetos						
Origen	factor1	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
factor1	Lineal	,661	1	,661	1,229	,277
	Cuadrático	58,425	1	58,425	102,053	,000
Error(factor1)	Lineal	15,608	29	,538		
	Cuadrático	16,602	29	,572		

Pruebas de los efectos inter-sujetos					
Origen	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
Intersección	505,900	1	505,900	647,492	,000
Error	22,658	29	,781		

factor1	Media	Error típ.	Intervalo de confianza 95%	
			Límite inferior	Límite superior
1	1,906	,081	1,740	2,072
2	3,510	,132	3,241	3,780
3	1,696	,198	1,292	2,100

<b>Comparaciones por pares</b>						
(I)factor1	(J)factor1	Diferencia de medias (I-J)	Error típ.	Sig. <sup>a</sup>	Intervalo de confianza al 95 % para la diferencia <sup>a</sup>	
					Límite inferior	Límite superior
1	2	-1,604 <sup>*</sup>	,153	,000	-1,993	-1,215
	3	,210	,189	,830	-,271	,691
2	1	1,604 <sup>*</sup>	,153	,000	1,215	1,993
	3	1,814 <sup>*</sup>	,228	,000	1,236	2,392
3	1	-,210	,189	,830	-,691	,271
	2	-1,814 <sup>*</sup>	,228	,000	-2,392	-1,236

5. ANOVA de medidas repetidas con dos factores de interacción: “núcleo” y “recubrimiento”.

<b>Factores intra-sujetos</b>	
Tratamiento superficial	Variable dependiente
1	Media Ra GLASEADAS
2	Media Ra FRESADAS
3	Media Ra PULIDAS

<b>Factores inter-sujetos</b>			
		Etiqueta del valor	N
NUCLEO	,00	D	5
	1,00	Z	5
	2,00	N	10
	3,00	B	10
RECUBRIMIENTO	,00	FC (e.max)	5
	1,00	AL	5
	2,00	FC (ln line)	10

	3,00	FF	10
--	------	----	----

<b>Contrastes multivariados<sup>b</sup></b>						
Efecto		Valor	F	Gl de la hipótesis		
Tratamiento superficial	Traza de Pillai	,803	46,941 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,000
	Lambda de Wilks	,197	46,941 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,000
	Traza de Hotelling	4,082	46,941 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,000
	Raíz mayor de Roy	4,082	46,941 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,000
Tratamiento superficial * núcleo	Traza de Pillai	,003	,035 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,966
	Lambda de Wilks	,997	,035 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,966
	Traza de Hotelling	,003	,035 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,966
	Raíz mayor de Roy	,003	,035 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,966
Tratamiento superficial * recubrimiento	Traza de Pillai	,050	,601 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,557
	Lambda de Wilks	,950	,601 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,557
	Traza de Hotelling	,052	,601 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,557
	Raíz mayor de Roy	,052	,601 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,557
Tratamiento superficial * núcleo * recubrimiento	Traza de Pillai	,102	1,313 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,288
	Lambda de Wilks	,898	1,313 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,288
	Traza de Hotelling	,114	1,313 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,288
	Raíz mayor de Roy	,114	1,313 <sup>a</sup>	2,000	23,000	,288

a. Estadístico exacto

b. Diseño: Intersección + núcleo + recubrimiento + núcleo \* recubrimiento

Diseño intra-sujetos: tratamiento superficial

<b>Prueba de esfericidad de Mauchly<sup>b</sup></b>				
Efecto intra-sujetos	W de Mauchly	Chi-cuadrado aprox.	gl	Sig.
tratamiento superficial	,801	5,103	2	,078

<b>Prueba de esfericidad de Mauchly<sup>b</sup></b>			
Efecto intra-sujetos	Epsilon <sup>a</sup>		
	Greenhouse-Geisser	Huynh-Feldt	Límite-inferior
tratamiento superficial	,834	1,000	,500

Contrasta la hipótesis nula de que la matriz de covarianza error de las variables dependientes transformadas es proporcional a una matriz identidad.

a. Puede usarse para corregir los grados de libertad en las pruebas de significación promediadas. Las pruebas corregidas se muestran en la tabla Pruebas de los efectos inter-sujetos.

b. Diseño: Intersección + núcleo + recubrimiento + núcleo \* recubrimiento

Diseño intra-sujetos: tratamiento superficial

<b>Pruebas de efectos intra-sujetos.</b>						
Origen		Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
tratamiento superficial	Esfericidad asumida	55,504	2	27,752	45,554	,000
	Greenhouse-Geisser	55,504	1,668	33,274	45,554	,000
	Huynh-Feldt	55,504	2,000	27,752	45,554	,000
	Límite-inferior	55,504	1,000	55,504	45,554	,000
tratamiento superficial * núcleo	Esfericidad asumida	,064	2	,032	,052	,949
	Greenhouse-Geisser	,064	1,668	,038	,052	,924



	Huynh-Feldt	,064	2,000	,032	,052	,949
	Límite-inferior	,064	1,000	,064	,052	,821
tratamiento superficial * recubrimiento	Esfericidad asumida	,863	2	,432	,709	,497
	Greenhouse-Geisser	,863	1,668	,518	,709	,474
	Huynh-Feldt	,863	2,000	,432	,709	,497
	Límite-inferior	,863	1,000	,863	,709	,408
tratamiento superficial * núcleo * recubrimiento	Esfericidad asumida	1,687	2	,843	1,384	,260
	Greenhouse-Geisser	1,687	1,668	1,011	1,384	,260
	Huynh-Feldt	1,687	2,000	,843	1,384	,260
	Límite-inferior	1,687	1,000	1,687	1,384	,251
Error(tratamiento superficial)	Esfericidad asumida	29,242	48	,609	45,554	,000
	Greenhouse-Geisser	29,242	40,034	,730	45,554	,000
	Huynh-Feldt	29,242	48,000	,609	45,554	,000
	Límite-inferior	29,242	24,000	1,218	45,554	,000

<b>Pruebas de contrastes intra-sujetos</b>						
Origen	tratamiento superficial	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
tratamiento superficial	Lineal	,456	1	,456	,797	,381
	Cuadrático	55,048	1	55,048	85,256	,000
tratamiento superficial * núcleo	Lineal	,023	1	,023	,040	,842
	Cuadrático	,041	1	,041	,063	,804
tratamiento superficial * recubrimiento	Lineal	,070	1	,070	,122	,730
	Cuadrático	,794	1	,794	1,229	,279
tratamiento superficial	Lineal	1,531	1	1,531	2,673	,115

* núcleo * recubrimiento	Cuadrático	,156	1	,156	,241	,628
Error(tratamiento superficial)	Lineal	13,746	24	,573		
	Cuadrático	15,496	24	,646		

Pruebas de los efectos inter-sujetos					
Origen	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
Intersección	468,043	1	468,043	856,748	,000
núcleo	,027	1	,027	,049	,826
recubrimiento	7,419	1	7,419	13,580	,001
nucleo * recubrimiento	1,655	1	1,655	3,029	,095
Error	13,111	24	,546		

Comparaciones múltiples						
(I)Recubrimiento	(J)Recubrimiento	Diferencia de medias (I-J)	Error típ.	Sig.	Intervalo de confianza 95%	
					Lim. Inf.	Lim. Sup.
FC (e.max)	AL	,1074	,26989	,978	-,6371	,8520
	FC (In line)	-,4320	,23373	,276	-1,0768	,2128
	FF	,2713	,23373	,657	-,3735	,9161
AL	AL	-,1074	,26989	,978	-,8520	,6371
	FC (In line)	-,5394	,23373	,124	-1,1842	,1053
	FF	,1638	,23373	,896	-,4809	,8086
FC (In line)	FC (e.max)	,4320	,23373	,276	-,2128	1,0768
	AL	,5394	,23373	,124	-,1053	1,1842
	FF	,7033	,19084	,006	,1768	1,2297
FF	FC (e.max)	-,2713	,23373	,657	-,9161	,3735
	AL	-,1638	,23373	,896	-,8086	,4809

	FC (In line)	-,7033	,19084	,006	-1,2297	-,1768
--	--------------	--------	--------	------	---------	--------

Basadas en las medias observadas.

El término de error es la media cuadrática(Error) = ,182.

\*. La diferencia de medias es significativa al nivel

## 1. VALORES OBTENIDOS EN EL TEST DE RESISTENCIA BIAxIAL

	PRIMER PICO				ROTURA FINAL			
MUESTRA	ROARK	HSUEL	ISO	NEWTONS	ROARK	HSUEL	ISO	NEWTONS
1A1					72,5571	7,2076	383,403964	110,336
1A2					81,289549	8,1033852	432,649044	119,249
1A3	62,5342814	6,04559943	328,016711	75,77	63,4782791	6,13686189	332,968348	76,9138
1A4					90,0550185	8,68465717	470,187931	108,693
1A5					51,3726175	5,00124601	271,287214	66,5983
1A6					199,083227	20,6905919	1079,05503	414,205
1A7					206,895519	21,4929781	1128,95853	416,331
1A8					190,852816	19,6168261	1032,54967	375,199
1A9					224,604531	22,5082877	1197,43982	361,13
1A10					183,785293	19,3459861	1020,95446	432,828
1A11					94,1535922	9,47543919	495,080104	150,971
1A12	87,5105663	8,72632092	460,432498	136	126,585321	12,6227515	666,02238	196,726
1A13					115,950939	11,5833503	602,777236	178,045
1A14					240,958783	23,6875248	1267,67686	351,729
1A15					122,046506	12,3877258	661,398913	221,597
1B1	59,1044193	5,97748751	281,305594	178,419	345,843289	34,976639	1646,03008	1044

<b>1B2</b>					651,988 038	65,2497 311	3049,88 279	1805,64 3
<b>1B3</b>	263,696 751	25,1093 606	1204,86 393	587,629	343,291 456	32,6884 153	1568,54 224	765
<b>1B4</b>	24,2231 265	2,36369 285	113,872 882	66	458,771 335	44,7669 1	2156,68 336	1250
<b>1B5</b>	155,308 247	15,2277 281	716,341 401	384,904	279,754 481	27,7181 812	1307,76 051	744
<b>1B6</b>	121,305	121,304 777	12,0189 238	567,060 075	308,266 847	30,6338 799	1429,65 668	784,429
<b>1B7</b>	173,031	17,1948 359	802,468 119	440,301	1422,49 898	135,304 658	6803,01 384	2558,18
<b>1B8</b>					315,978 536	31,0160 149	1465,79 086	765
<b>1B9</b>	242,661 189	23,8192 858	1125,67 948	587,495	274,248 904	28,2684 788	1301,59 062	820
<b>1B10</b>	117,852 112	12,1477 238	559,328 412	352,376				
<b>1B11</b>								
<b>1B12</b>	35,8906 076	4,47983 697	165,602 337	91,06	73,6955 649	9,19862 153	340,037 647	186,977
<b>1B13</b>					147,450 968	15,6361 786	703,631 159	416,331
<b>1B14</b>	209,691 986	25,1961 411	1043,90 915	746,112	236,795 806	28,4528 782	1178,84 003	842,551
<b>1B15</b>	186,734 636	20,8395 141	934,075 716	734,692	231,848 304	25,8741 822	1159,74 131	912,188
<b>2A1</b>	240,02	20,18	1165,01 247	157,25	1937,63	162,87	9404,63 266	1269,41
<b>2A2</b>	270,69	23,56	1269,58 908	178,808	1337,8	116,46	6274,37 217	883,678
<b>2A3</b>	246,163 892	21,3167 842	1259,82 608	177,318	1226,77 684	106,233 846	6278,44 094	883,678
<b>2A4</b>	252,684 491	21,3575 552	1199,54 429	168,378	1256,80 138	106,228 145	5966,28 986	837,478
<b>2A5</b>	534,392 767	45,3174 012	2532,67 646	372,98	1394,08 055	118,220 364	6607,04 111	973

<b>2A6</b>	475,53	41,43	2281,59	373,056	527,99	46	2533,25	414,205
<b>2A7</b>	319,379 967	29,1774 058	1549,27 631	372,98	804,139 797	76,1534 359	4043,63 276	973,483
<b>2A8</b>					295,653 382	28,4001 382	1469,51 127	351,729
<b>2A9</b>	255,964 465	25,2037 506	1300,65 952	372,98	741,170 095	72,9799 203	3766,18 662	1080
<b>2A10</b>	293,741 69	29,2270 177	1431,41 881	400,106	784,816 689	78,0885 114	3824,45 33	1069
<b>2A11</b>	96,8851 252	9,73005 467	481,324 809	153,346	240,086 781	24,1116 219	1192,74 991	380
<b>2A12</b>	233,862 295	23,3354 989	1165,71 374	374,172	528,135 829	52,6990 17	2632,55 431	845
<b>2A13</b>	88,7563 984	8,90389 986	450,004 009	156,183	345,517 055	34,6617 181	1751,80 677	608
<b>2A14</b>	133,522 416	12,7081 288	678,479 396	221,505	377,953 34	35,9720 854	1920,52 812	627
<b>2A15</b>								
<b>2B1</b>	296,1	18,85	792,45	224,595	505,04	35,34	1485,44	421
<b>2B2</b>	239,962 053	19,9424 042	1151,40 394	173,902	1348,13 243	112,038 555	6468,71 027	977
<b>2B3</b>	118,092 474	11,4453 114	588,891 809	169,536	648,499 982	62,8514 587	3233,87 525	931
<b>3B4</b>	134,433 307	13,0163 66	684,265 135	215,8	588,067 851	56,9390 615	2993,26 361	944
<b>2B5</b>	137,282 022	13,5563 751	697,032 911	220,818	579,422 169	57,2169 913	2941,94 619	932
<b>2B6</b>	82,61	21,57	881,39	314,562	142,34	37,16	1518,66	542
<b>2B7</b>	336,466 524	33,8567 801	1732,71 319	527,661	662,525 217	66,6662 773	3411,82 882	1039
<b>2B8</b>	240,191 809	22,4179 689	1196,03 014	271,059	1001,31 98	93,4567 931	4986,05 123	1130
<b>2B9</b>	1186,87 594	114,110 994	5953,46 174	1404,83 9	1349,22 285	129,719 675	6767,80 642	1597
<b>2B10</b>	319,316 892	28,1662 934	1567,57 235	280,645				

<b>2B11</b>	187,583 17	18,5999 42	982,858 01	401,603				
<b>2B12</b>	110,618 872	10,7480 1	569,744 698	206,452				
<b>2B13</b>	115,746 096	11,5349 415	596,912 998	220,968				
<b>2B14</b>	149,079 646	14,3943 222	757,613 412	246,774				
<b>2B15</b>	135,206 606	13,1168 726	700,834 24	265,323				
<b>3A1</b>					1437,31 691	97,5105 186	3826,97 619	1124,42
<b>3A2</b>					1437,31 691	97,5105 186	3826,97 619	1124,42
<b>3A3</b>					2952,51 573	166,399 006	8114,37 62	1214,03
<b>3A4</b>					3077,79 014	185,518 422	7710,25 691	1123,65
<b>3A5</b>					3091,99 517	172,902 738	8338,58 976	1192,85
<b>3A6</b>	482,288 178	28,8065 708	1289,45 159	269,199				
<b>3A7</b>	750,662 398	54,0093 272	2005,81 443	541,261				
<b>3A8</b>	742,153 649	47,2590 377	1938,52 601	425,807				
<b>3A9</b>	697,853 406	49,8595 896	1815,93 719	423,656				
<b>3A10</b>	634,326 972	42,9137 149	1667,16 056	406,452				
<b>3A11</b>	287,332 576	19,7071 46	777,384 656	280,108				
<b>3A12</b>	317,140 529	20,7349 698	867,168 879	316,677				
<b>3A13</b>	222,166 895	14,6689 097	634,984 036	291,119				
<b>3A14</b>	353,498	25,6716	955,836	341,936				

	411	228	872					
<b>3A15</b>	195,311 039	12,5451 017	576,027 349	230,641				
<b>3B1</b>	321,614 511	19,6792 77	891,511 885	249,826	892,136 352	54,5889 498	2472,99 215	693
<b>3B2</b>					3309,25 037	189,700 398	9318,83 087	1388,83
<b>3B3</b>	692,439 584	38,9196 091	1874,28 587	272,12	3666,78 466	206,097 151	9925,20 191	1441
<b>3B4</b>					2493,52 237	142,567 94	6618,65 624	981,023
<b>3B5</b>					1835,97 423	106,614 174	5642,52 951	769,792
<b>3B6</b>	449,978 729	30,4339 424	1207,32 322	334,641				
<b>3B7</b>	517,708 471	32,5844 423	1121,54 2	274,405				
<b>3B8</b>	401,116 442	24,5688 195	1104,83 784	269,051				
<b>3B9</b>	388,061 072	23,7570 807	1116,53 075	279,759				
<b>3B10</b>	514,400 786	30,3731 153	1417,82 946	268,716				
<b>3B11</b>	593,523 45	38,3505 733	1549,01 995	307,869				
<b>3B12</b>	314,551 019	19,9681 17	866,233 023	297,516				
<b>3B13</b>	295,509 724	19,3837 92	799,931 869	277,386				
<b>3B14</b>	126,336 379	8,98147 714	936,943 807	320,523				
<b>3B15</b>	68,1104 559	4,96828 658	539,189 786	184,314				

## 2. CORRELACIONES Roark Vs. Hsueh Vs. ISO

### 2.1. CORRELACIÓN DE PEARSON



		Primer daño ROARK	Primer daño HSUEH	Primer daño ISO
Primer daño ROARK	Correlación de Pearson	1	,980**	,968**
	Sig. (bilateral)		,000	,000
	N	88	88	88
Primer daño HSUEH	Correlación de Pearson	,980**	1	,991**
	Sig. (bilateral)	,000		,000
	N	88	88	88
Primer daño ISO	Correlación de Pearson	,968**	,991**	1
	Sig. (bilateral)	,000	,000	
	N	88	88	88
Res fractura ROARK	Correlación de Pearson	,836**	,815**	,818**
	Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
	N	88	88	88
Res fractura HSUEH	Correlación de Pearson	,745**	,763**	,775**
	Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
	N	88	88	88
Res fractura ISO	Correlación de Pearson	,673**	,694**	,722**
	Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
	N	88	88	88

		Res fractura ROARK	Res fractura HSUEH	Res fractura ISO
Primer daño ROARK	Correlación de Pearson	,836**	,745**	,673**
	Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
	N	88	88	88
Primer daño HSUEH	Correlación de Pearson	,815**	,763**	,694**
	Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
	N	88	88	88

Primer daño ISO	Correlación de Pearson	,818**	,775**	,722**
	Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
	N	88	88	88
Res fractura ROARK	Correlación de Pearson	1	,964**	,931**
	Sig. (bilateral)		,000	,000
	N	88	88	88
Res fractura HSUEH	Correlación de Pearson	,964**	1	,988**
	Sig. (bilateral)	,000		,000
	N	88	88	88
Res fractura ISO	Correlación de Pearson	,931**	,988**	1
	Sig. (bilateral)	,000	,000	
	N	88	88	88

\*\* . La correlación es significativa al nivel 0,01 (bilateral).

## 2.2. CORRELACIÓN DE SPEARMAN

Correlaciones					
			Primer daño ROARK	Primer daño HSUEH	Primer daño ISO
Rho de Spearman	Primer daño ROARK	Coeficiente de correlación	1,000	,947**	,916**
		Sig. (bilateral)	.	,000	,000
		N	88	88	88
	Primer daño HSUEH	Coeficiente de correlación	,947**	1,000	,967**
		Sig. (bilateral)	,000	.	,000
		N	88	88	88
	Primer daño ISO	Coeficiente de	,916**	,967**	1,000

		correlación			
		Sig. (bilateral)	,000	,000	.
		N	88	88	88
	Res fractura ROARK	Coeficiente de correlación	,790**	,765**	,780**
		Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
		N	88	88	88
	Res fractura HSUEH	Coeficiente de correlación	,676**	,719**	,740**
		Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
		N	88	88	88
	Res fractura ISO	Coeficiente de correlación	,631**	,681**	,737**
		Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
		N	88	88	88

Correlaciones					
			Res fractura ROARK	Res fractura HSUEH	Res fractura ISO
Rho de Spearman	Primer daño ROARK	Coeficiente de correlación	,790**	,676**	,631**
		Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
		N	88	88	88
	Primer daño HSUEH	Coeficiente de correlación	,765**	,719**	,681**
		Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
		N	88	88	88
	Primer daño ISO	Coeficiente de correlación	,780**	,740**	,737**
		Sig. (bilateral)	,000	,000	,000
		N	88	88	88
	Res fractura ROARK	Coeficiente de correlación	1,000	,964**	,941**
		Sig. (bilateral)	.	,000	,000
		N	88	88	88
	Res fractura HSUEH	Coeficiente de correlación	,964**	1,000	,986**
		Sig. (bilateral)	,000	.	,000
		N	88	88	88
	Res fractura ISO	Coeficiente de correlación	,941**	,986**	1,000
		Sig. (bilateral)	,000	,000	.
		N	88	88	88

\*\* La correlación es significativa al nivel 0,01 (bilateral).

### 3. ESTADÍSTICA DESCRIPTIVA POR TRATAMIENTO SUPERFICIAL Y MATERIALES.

#### 3.1. MUESTRAS GLASEADAS

	Tipo de materiales		Estadístico	Error típ.
Primer daño	D/FC	Media	20,7320	,58669

HSUEH		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	19,1031	
			Límite superior	22,3609	
		Media recortada al 5%		20,7100	
		Mediana		20,6900	
		Varianza		1,721	
		Desv. típ.		1,31188	
		Mínimo		19,35	
		Máximo		22,51	
		Rango		3,16	
		Amplitud intercuartil		2,52	
		Asimetría		,377	,913
		Curtosis		-1,458	2,000
	Z/AL	Media		40,0962	23,89835
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	-26,2563	
			Límite superior	106,4486	
		Media recortada al 5%		36,3669	
		Mediana		17,1948	
		Varianza		2855,656	
		Desv. típ.		53,43834	
		Mínimo		12,02	
		Máximo		135,30	
		Rango		123,28	
		Amplitud intercuartil		67,48	
		Asimetría		2,191	,913
		Curtosis		4,834	2,000
	N/FC	Media		30,6876	2,78495

		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	22,9554	
			Límite superior	38,4199	
		Media recortada al 5%		30,3955	
		Mediana		29,1774	
		Varianza		38,780	
		Desv. típ.		6,22734	
		Mínimo		25,20	
		Máximo		41,43	
		Rango		16,23	
		Amplitud intercuartil		8,53	
		Asimetría		1,822	,913
		Curtosis		3,851	2,000
	N/FF	Media		44,0244	17,66073
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	-5,0096	
			Límite superior	93,0585	
		Media recortada al 5%		41,3782	
		Mediana		28,1663	
		Varianza		1559,507	
		Desv. típ.		39,49060	
		Mínimo		21,57	
		Máximo		114,11	
		Rango		92,54	
		Amplitud intercuartil		51,99	
		Asimetría		2,150	,913
		Curtosis		4,682	2,000
	B/FC	Media		44,5696	4,33325

		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	32,5386	
			Límite superior	56,6007	
		Media recortada al 5%		44,9209	
		Mediana		47,2590	
		Varianza		93,885	
		Desv. típ.		9,68943	
		Mínimo		28,81	
		Máximo		54,01	
		Rango		25,20	
		Amplitud intercuartil		16,07	
		Asimetría		-1,334	,913
		Curtosis		2,001	2,000
	B/FF	Media		28,3435	1,75725
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	23,4646	
			Límite superior	33,2224	
		Media recortada al 5%		28,3627	
		Mediana		30,3731	
		Varianza		15,440	
		Desv. típ.		3,92932	
		Mínimo		23,76	
		Máximo		32,58	
		Rango		8,83	
		Amplitud intercuartil		7,35	
		Asimetría		-,388	,913
		Curtosis		-2,730	2,000

	Tipo de materiales		Estadístico	Error típ.
Res fractura HSUEH	D/FC	Media	20,7309	,58739
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	19,1001
			Límite superior	22,3618
		Media recortada al 5%	20,7091	
		Mediana	20,6906	
		Varianza	1,725	
		Desv. típ.	1,31345	
		Mínimo	19,35	
		Máximo	22,51	
		Rango	3,16	
		Amplitud intercuartil	2,52	
		Asimetría	,371	,913
		Curtosis	-1,475	2,000
	Z/AL	Media	50,5882	21,18883
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	-8,2414
			Límite superior	109,4179
		Media recortada al 5%	47,1523	
		Mediana	30,6339	
		Varianza	2244,833	
		Desv. típ.	47,37967	
		Mínimo	27,72	
		Máximo	135,30	
		Rango	107,59	
		Amplitud intercuartil	55,17	
		Asimetría	2,231	,913



		Curtosis	4,982	2,000
	N/FC	Media	60,3244	9,87581
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	32,9048
			Límite superior	87,7440
		Media recortada al 5%	61,1111	
		Mediana	72,9799	
		Varianza	487,658	
		Desv. típ.	22,08298	
		Mínimo	28,40	
		Máximo	78,09	
		Rango	49,69	
		Amplitud intercuartil	39,92	
		Asimetría	-,924	,913
		Curtosis	-1,331	2,000
	N/FF	Media	71,0345	18,64221
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	19,2755
			Límite superior	122,7936
		Media recortada al 5%	70,1556	
		Mediana	66,6663	
		Varianza	1737,659	
		Desv. típ.	41,68524	
		Mínimo	28,17	
		Máximo	129,72	
		Rango	101,55	
		Amplitud intercuartil	78,92	
		Asimetría	,550	,913
		Curtosis	-1,042	2,000

	B/FC	Media		44,5700	4,33282
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	32,5402	
			Límite superior	56,5998	
		Media recortada al 5%		44,9211	
		Mediana		47,2600	
		Varianza		93,867	
		Desv. típ.		9,68849	
		Mínimo		28,81	
		Máximo		54,01	
		Rango		25,20	
		Amplitud intercuartil		16,08	
		Asimetría		-1,333	,913
		Curtosis		1,998	2,000
	B/FF	Media		28,3420	1,75579
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	23,4671	
			Límite superior	33,2169	
		Media recortada al 5%		28,3611	
		Mediana		30,3700	
		Varianza		15,414	
		Desv. típ.		3,92606	
		Mínimo		23,76	
		Máximo		32,58	
		Rango		8,82	
		Amplitud intercuartil		7,34	
		Asimetría		-,388	,913
		Curtosis		-2,730	2,000

### 3.2. MUESTRAS FRESADAS

	Tipo de materiales		Estadístico	Error típ.
Primer daño HSUEH	D/FC	Media	13,1733	2,71265
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	5,6417
			Límite superior	20,7048
		Media recortada al 5%	12,8361	
		Mediana	11,5800	
		Varianza	36,792	
		Desv. típ.	6,06567	
		Mínimo	8,73	
		Máximo	23,69	
		Rango	14,96	
		Amplitud intercuartil	8,94	
		Asimetría	1,905	,913
		Curtosis	3,835	2,000
	Z/AL	Media	16,5389	4,46908
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,3163
			Límite superior	30,7615
		Media recortada al 5%	16,7279	
		Mediana	18,2398	
		Varianza	79,891	
		Desv. típ.	8,93816	
		Mínimo	4,48	
		Máximo	25,20	

		Rango		20,72	
		Amplitud intercuartil		16,84	
		Asimetría		-,958	1,014
		Curtosis		,657	2,619
	N/FC	Media		13,6694	3,32398
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	3,0910	
			Límite superior	24,2478	
		Media recortada al 5%		13,3971	
		Mediana		11,2191	
		Varianza		44,195	
		Desv. típ.		6,64796	
		Mínimo		8,90	
		Máximo		23,34	
		Rango		14,43	
		Amplitud intercuartil		11,57	
		Asimetría		1,663	1,014
		Curtosis		2,691	2,619
	N/FF	Media		13,6788	1,38259
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	9,8401	
			Límite superior	17,5175	
		Media recortada al 5%		13,5682	
		Mediana		13,1169	
		Varianza		9,558	
		Desv. típ.		3,09156	
		Mínimo		10,75	
		Máximo		18,60	

		Rango		7,85	
		Amplitud intercuartil		5,36	
		Asimetría		1,189	,913
		Curtosis		1,329	2,000
	B/FC	Media		18,6655	2,32256
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	12,2171	
			Límite superior	25,1140	
		Media recortada al 5%		18,6163	
		Mediana		19,7071	
		Varianza		26,971	
		Desv. típ.		5,19340	
		Mínimo		12,55	
		Máximo		25,67	
		Rango		13,13	
		Amplitud intercuartil		9,60	
		Asimetría		,181	,913
		Curtosis		-,977	2,000
	B/FF	Media		18,3304	5,79028
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,2540	
			Límite superior	34,4069	
		Media recortada al 5%		17,9606	
		Mediana		19,3838	
		Varianza		167,637	
		Desv. típ.		12,94747	
		Mínimo		4,97	
		Máximo		38,35	

		Rango	33,38	
		Amplitud intercuartil	22,18	
		Asimetría	,927	,913
		Curtosis	,904	2,000
	Tipo de materiales		Estadístico	Error típ.
Res fractura HSUEH	D/FC	Media	13,9514	2,49644
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	7,0201
			Límite superior	20,8826
		Media recortada al 5%	13,6591	
		Mediana	12,3877	
		Varianza	31,161	
		Desv. típ.	5,58221	
		Mínimo	9,48	
		Máximo	23,69	
		Rango	14,21	
		Amplitud intercuartil	7,63	
		Asimetría	1,949	,913
		Curtosis	4,136	2,000
	Z/AL	Media	19,7905	4,48604
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	5,5139
			Límite superior	34,0670
		Media recortada al 5%	19,8977	
		Mediana	20,7552	
		Varianza	80,498	
		Desv. típ.	8,97207	
		Mínimo	9,20	

		Máximo		28,45	
		Rango		19,25	
		Amplitud intercuartil		17,00	
		Asimetría		-,355	1,014
		Curtosis		-3,271	2,619
	N/FC	Media		36,8611	5,90915
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	18,0556	
			Límite superior	55,6667	
		Media recortada al 5%		36,6895	
		Mediana		35,3169	
		Varianza		139,672	
		Desv. típ.		11,81830	
		Mínimo		24,11	
		Máximo		52,70	
		Rango		28,59	
		Amplitud intercuartil		21,77	
		Asimetría		,763	1,014
		Curtosis		1,770	2,619
	N/FF	Media		13,6780	1,38260
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	9,8393	
			Límite superior	17,5167	
		Media recortada al 5%		13,5672	
		Mediana		13,1200	
		Varianza		9,558	
		Desv. típ.		3,09158	
		Mínimo		10,75	

		Máximo	18,60	
		Rango	7,85	
		Amplitud intercuartil	5,36	
		Asimetría	1,190	,913
		Curtosis	1,333	2,000
	B/FC	Media	18,6660	2,32142
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	12,2207
			Límite superior	25,1113
		Media recortada al 5%	18,6167	
		Mediana	19,7100	
		Varianza	26,945	
		Desv. típ.	5,19085	
		Mínimo	12,55	
		Máximo	25,67	
		Rango	13,12	
		Amplitud intercuartil	9,59	
		Asimetría	,182	,913
		Curtosis	-,976	2,000
	B/FF	Media	18,3300	5,79010
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	2,2541
			Límite superior	34,4059
		Media recortada al 5%	17,9600	
		Mediana	19,3800	
		Varianza	167,626	
		Desv. típ.	12,94705	
		Mínimo	4,97	



		Máximo	38,35	
		Rango	33,38	
		Amplitud intercuartil	22,19	
		Asimetría	,927	,913
		Curtosis	,904	2,000

### 3.3. MUESTRAS PULIDAS

	Tipo de materiales		Estadístico	Error típ.
Primer daño HSUEH	D/FC	Media	7,0071	,67034
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	5,1460
			Límite superior	8,8683
		Media recortada al 5%	7,0257	
		Mediana	7,2100	
		Varianza	2,247	
		Desv. típ.	1,49893	
		Mínimo	5,00	
		Máximo	8,68	
		Rango	3,68	
		Amplitud intercuartil	2,87	
		Asimetría	-,369	,913
		Curtosis	-1,477	2,000
	Z/AL	Media	22,7857	11,32544

		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	-8,6588	
			Límite superior	54,2301	
		Media recortada al 5%		21,5611	
		Mediana		15,2277	
		Varianza		641,328	
		Desv. típ.		25,32446	
		Mínimo		2,36	
		Máximo		65,25	
		Rango		62,89	
		Amplitud intercuartil		41,01	
		Asimetría		1,613	,913
		Curtosis		2,663	2,000
	N/FC	Media		26,3463	4,77427
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	13,0909	
			Límite superior	39,6018	
		Media recortada al 5%		25,6350	
		Mediana		21,3576	
		Varianza		113,968	
		Desv. típ.		10,67559	
		Mínimo		20,18	
		Máximo		45,32	
		Rango		25,14	
		Amplitud intercuartil		13,69	
		Asimetría		2,164	,913
		Curtosis		4,732	2,000
	N/FF	Media		15,3621	1,69188

		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	10,6647	
			Límite superior	20,0595	
		Media recortada al 5%		15,3252	
		Mediana		13,5564	
		Varianza		14,312	
		Desv. típ.		3,78315	
		Mínimo		11,45	
		Máximo		19,94	
		Rango		8,50	
		Amplitud intercuartil		7,17	
		Asimetría		,459	,913
		Curtosis		-2,725	2,000
	B/FC	Media		143,9680	19,21395
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	90,6215	
			Límite superior	197,3145	
		Media recortada al 5%		144,2406	
		Mediana		166,4000	
		Varianza		1845,879	
		Desv. típ.		42,96369	
		Mínimo		97,51	
		Máximo		185,52	
		Rango		88,01	
		Amplitud intercuartil		81,70	
		Asimetría		-,490	,913
		Curtosis		-3,138	2,000
	B/FF	Media		99,4958	31,68829

		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	11,5150	
			Límite superior	187,4766	
		Media recortada al 5%		98,9187	
		Mediana		106,6100	
		Varianza		5020,737	
		Desv. típ.		70,85716	
		Mínimo		19,68	
		Máximo		189,70	
		Rango		170,02	
		Amplitud intercuartil		136,84	
		Asimetría		,098	,913
		Curtosis		-1,866	2,000
	Tipo de materiales			Estadístico	Error típ.
Res fractura HSUEH	D/FC	Media		7,0268	,66465
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	5,1814	
			Límite superior	8,8721	
		Media recortada al 5%		7,0472	
		Mediana		7,2076	
		Varianza		2,209	
		Desv. típ.		1,48619	
		Mínimo		5,00	
		Máximo		8,68	
		Rango		3,68	
		Amplitud intercuartil		2,82	
		Asimetría		-,407	,913

	Z/AL	Curtosis		-1,246	2,000
		Media		38,5823	8,19289
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	15,8352	
			Límite superior	61,3295	
		Media recortada al 5%		38,3982	
		Mediana		34,9766	
		Varianza		335,617	
		Desv. típ.		18,31987	
		Mínimo		15,23	
		Máximo		65,25	
		Rango		50,02	
		Amplitud intercuartil		31,05	
		Asimetría		,421	,913
		Curtosis		,944	2,000
	N/FC	Media		122,0025	10,51822
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	92,7992	
			Límite superior	151,2057	
		Media recortada al 5%		120,6084	
		Mediana		116,4600	
		Varianza		553,164	
		Desv. típ.		23,51944	
		Mínimo		106,23	
		Máximo		162,87	
		Rango		56,64	
		Amplitud intercuartil		34,31	
		Asimetría		1,927	,913
		Curtosis		3,905	2,000

	N/FF	Media		64,8772	12,69338
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	29,6348	
			Límite superior	100,1197	
		Media recortada al 5%		63,8981	
		Mediana		57,2170	
		Varianza		805,609	
		Desv. típ.		28,38325	
		Mínimo		35,34	
		Máximo		112,04	
		Rango		76,70	
		Amplitud intercuartil		41,31	
		Asimetría		1,424	,913
		Curtosis		3,008	2,000
	B/FC	Media		143,9682	19,21380
		Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	90,6222	
			Límite superior	197,3143	
		Media recortada al 5%		144,2409	
		Mediana		166,3990	
		Varianza		1845,850	
		Desv. típ.		42,96336	
		Mínimo		97,51	
		Máximo		185,52	
		Rango		88,01	
		Amplitud intercuartil		81,70	
		Asimetría		-,490	,913
		Curtosis		-3,138	2,000
	B/FF	Media		139,9137	27,61809

	Intervalo de confianza para la media al 95%	Límite inferior	63,2336	
		Límite superior	216,5938	
	Media recortada al 5%		140,9771	
	Mediana		142,5679	
	Varianza		3813,795	
	Desv. típ.		61,75593	
	Mínimo		54,59	
	Máximo		206,10	
	Rango		151,51	
	Amplitud intercuartil		117,30	
	Asimetría		-,433	,913
	Curtosis		-1,162	2,000

#### 4. PRUEBAS DE NORMALIDAD

	Tipo de materiales	Kolmogorov-Smirnov <sup>a</sup>			Shapiro-Wilk
		Estadístico	gl	Sig.	Estadístico
Primer daño HSUEH	D/FC	,202	15	,102	,872
	Z/AL	,380	14	,000	,627
	N/FC	,175	14	,200	,937
	N/FF	,330	15	,000	,507
	B/FC	,265	15	,006	,811
	B/FF	,372	15	,000	,700
Res fractura HSUEH	D/FC	,195	15	,129	,895
	Z/AL	,318	14	,000	,674
	N/FC	,138	14	,200	,932
	N/FF	,165	15	,200	,890
	B/FC	,265	15	,006	,811

	B/FF	,307	15	,000	,757
--	------	------	----	------	------

## 4. ESTADÍSTICA INFERENCIAL

### 4.1 ANOVA unifactorial para muestras independientes según “tratamiento superficial” (glaseado/fresado/pulido).

#### 4.1.1 Variable dependiente: primer daño.

Factores inter-sujetos				Estadísticos descriptivos			
		Etiqueta del valor	N	Tratamiento superficial	Media	Desviación típica	N
Tratamiento superficial	,00	Glaseado	40	Glaseado	28,58	25,51744	40
	1,00	Fresado	23	Fresado	16,27	7,68634	23
	2,00	Pulido	25	Pulido	61,59	63,27334	25
				Total	34,74	41,54603	88

Pruebas de los efectos inter-sujetos					
Origen	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
Modelo corregido	27389,733 <sup>a</sup>	2	13694,867	9,481	,000
Intersección	104441,340	1	104441,340	72,305	,000
tratamiento superficial	27389,733	2	13694,867	9,481	,000
Error	122778,571	85	1444,454		
Total	256375,783	88			
Total corregida	150168,304	87			

a. R cuadrado = ,182 (R cuadrado corregida = ,163)

#### 4.1.2 Variable dependiente: resistencia a la fractura.

**Factores inter-sujetos**



**Apéndice. Anexo II: Análisis estadístico de la resistencia a la fractura**

				Estadísticos descriptivos			
		Etiqueta del valor	N	Tratamiento superficial	Media	Desviación típica	N
Tratamiento superficial	,00	Glaseado	40	Glaseado	37,071	30,812	40
	1,00	Fresado	23	Fresado	20,868	11,321	23
	2,00	Pulido	25	Pulido	101,87	55,681	25
				Total	51,245	48,847	88

Pruebas de los efectos inter-sujetos					
Origen	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
Modelo corregido	93328,061 <sup>a</sup>	2	46664,030	34,716	,000
Intersección	235427,009	1	235427,009	175,145	,000
tratamiento superficial	93328,061	2	46664,030	34,716	,000
Error	114255,267	85	1344,180		
Total	438673,415	88			
Total corregida	207583,328	87			

a. R cuadrado = ,450 (R cuadrado corregida = ,437)

b.

#### 4.1.3. Pruebas *post hoc* (comparaciones múltiples de Tukey).

##### 4.1.3.1 Variable dependiente: primer daño.

(I) Tratamiento superficial	(J) Tratamiento superficial	Diferencia de medias (I-J)	Error típ.	Sig.	Intervalo de confianza 95%	
					Límite inferior	Límite superior
Glaseado	Fresado	12,3093	9,94554	,434	-11,4153	36,0339
	Pulido	-33,0124 <sup>*</sup>	9,68966	,003	-56,1266	-9,8981
Fresado	Glaseado	-12,3093	9,94554	,434	-36,0339	11,4153
	Pulido	-45,3217 <sup>*</sup>	10,98091	,000	-71,5162	-19,1272
Pulido	Glaseado	33,0124 <sup>*</sup>	9,68966	,003	9,8981	56,1266
	Fresado	45,3217 <sup>*</sup>	10,98091	,000	19,1272	71,5162

Basadas en las medias observadas.

El término de error es la media cuadrática(Error) = 1444,454.

\*. La diferencia de medias es significativa al nivel ,05.

#### 4.1.3.2. Variable dependiente: resistencia a la fractura.

(I) Tratamiento superficial	(J) Tratamiento superficial	Diferencia de medias (I-J)	Error típ.	Sig.	Intervalo de confianza 95%	
					Límite inferior	Límite superior
Glaseado	Fresado	16,2025	9,59412	,215	-6,6838	39,0888
	Pulido	-64,7978*	9,34728	,000	-87,0953	-42,5003
Fresado	Glaseado	-16,2025	9,59412	,215	-39,0888	6,6838
	Pulido	-81,0003*	10,59291	,000	-106,2692	-55,7314
Pulido	Glaseado	64,7978*	9,34728	,000	42,5003	87,0953
	Fresado	81,0003*	10,59291	,000	55,7314	106,2692

Basadas en las medias observadas.

El término de error es la media cuadrática(Error) = 1344,180.

\*. La diferencia de medias es significativa al nivel ,05.

## 4.2. ANOVA bifactorial para muestras independientes según “tratamiento superficial” y “materiales”.

### 4.2.1. Variables dependientes: primer daño y resistencia a la fractura.

Factores inter-sujetos			
		Etiqueta del valor	N
Tratamiento superficial	,00	Glaseado	40
	1,00	Fresado	23
	2,00	Pulido	25
Tipo de materiales	,00	D/FC	15
	1,00	Z/AL	14
	2,00	N/FC	14
	3,00	N/FF	15
	4,00	B/FC	15
	5,00	B/FF	15

<b>Contrastes multivariados<sup>c</sup></b>						
Efecto		Valor	F	Gl de la hipótesis	Gl de error	Sig.
Intersección	Traza de Pillai	,829	171,803 <sup>a</sup>	2,000	71,000	,000
	Lambda de Wilks	,171	171,803 <sup>a</sup>	2,000	71,000	,000
	Traza de Hotelling	4,840	171,803 <sup>a</sup>	2,000	71,000	,000
	Raíz mayor de Roy	4,840	171,803 <sup>a</sup>	2,000	71,000	,000
tratamiento superficial	Traza de Pillai	,632	16,631	4,000	144,000	,000
	Lambda de Wilks	,375	22,442 <sup>a</sup>	4,000	142,000	,000
	Traza de Hotelling	1,644	28,777	4,000	140,000	,000
	Raíz mayor de Roy	1,632	58,767 <sup>b</sup>	2,000	72,000	,000
COMPOSICION	Traza de Pillai	,735	8,374	10,000	144,000	,000
	Lambda de Wilks	,399	8,282 <sup>a</sup>	10,000	142,000	,000
	Traza de Hotelling	1,170	8,189	10,000	140,000	,000
	Raíz mayor de Roy	,659	9,484 <sup>b</sup>	5,000	72,000	,000
tratamiento superficial * COMPOSICION	Traza de Pillai	,715	5,012	16,000	144,000	,000
	Lambda de Wilks	,399	5,173 <sup>a</sup>	16,000	142,000	,000
	Traza de Hotelling	1,219	5,331	16,000	140,000	,000
	Raíz mayor de Roy	,900	8,098 <sup>b</sup>	8,000	72,000	,000

a. Estadístico exacto

b. El estadístico es un límite superior para la F el cual ofrece un límite inferior para el nivel de significación.

c. Diseño: Intersección + tratamiento superficial + COMPOSICION + tratamiento superficial \*  
COMPOSICION

**Pruebas de los efectos inter-sujetos**

Origen	Variable dependiente	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
Modelo corregido	Primer daño HSUEH	99545,824 <sup>a</sup>	15	6636,388	9,439	,000
	Res fractura HSUEH	157762,523 <sup>b</sup>	15	10517,502	15,200	,000
Intersección	Primer daño HSUEH	106356,862	1	106356,862	151,271	,000
	Res fractura HSUEH	241108,949	1	241108,949	348,446	,000
tratamiento superficial	Primer daño HSUEH	24649,962	2	12324,981	17,530	,000
	Res fractura HSUEH	79569,916	2	39784,958	57,496	,000
COMPOSICION	Primer daño HSUEH	29023,156	5	5804,631	8,256	,000
	Res fractura HSUEH	25622,852	5	5124,570	7,406	,000
tratamiento superficial * COMPOSICION	Primer daño HSUEH	42359,760	8	5294,970	7,531	,000
	Res fractura HSUEH	37806,031	8	4725,754	6,830	,000
Error	Primer daño HSUEH	50622,480	72	703,090		
	Res fractura HSUEH	49820,804	72	691,956		
Total	Primer daño HSUEH	256375,783	88			
	Res fractura HSUEH	438673,415	88			
Total corregida	Primer daño HSUEH	150168,304	87			
	Res fractura HSUEH	207583,328	87			

a. R cuadrado = ,663 (R cuadrado corregida = ,593)

b. R cuadrado = ,760 (R cuadrado corregida = ,710)

4.2.2. Pruebas *post hoc* (comparaciones múltiples de Tukey).

Variable dependiente	(I)Tipo de materiales	(J)Tipo de materiales	Diferencia de medias (I-J)	Error típ.	Sig.	Intervalo de confianza 95%	
						Límite inferior	Límite superior
Primer daño HSUEH	D/FC	Z/AL	-13,5457	9,8536	,742	-42,3957	15,3043
		N/FC	-10,6374	9,8536	,888	-39,4874	18,2126
		N/FF	-10,7176	9,6822	,877	-39,0659	17,6306
		B/FC	-55,4303	9,6822	,000	-83,7785	-27,0821
		B/FF	-35,0858	9,6822	,007	-63,4340	-6,7376
	Z/AL	D/FC	13,5457	9,8536	,742	-15,3043	42,3957
		N/FC	2,9084	10,022	1,000	-26,4348	32,2516
		N/FF	2,8281	9,8536	1,000	-26,0219	31,6781
		B/FC	-41,8846	9,8536	,001	-70,7345	-13,0346
		B/FF	-21,5401	9,8536	,257	-50,3900	7,3099
	N/FC	D/FC	10,6374	9,8536	,888	-18,2126	39,4874
		Z/AL	-2,9084	10,022	1,000	-32,2516	26,4348
		N/FF	-,0803	9,8536	1,000	-28,9303	28,7697
		B/FC	-44,7929	9,8536	,000	-73,6429	-15,9429
		B/FF	-24,4484	9,8536	,143	-53,2984	4,4016
	N/FF	D/FC	10,7176	9,6822	,877	-17,6306	39,0659
		Z/AL	-2,8281	9,8536	1,000	-31,6781	26,0219
		N/FC	,0803	9,8536	1,000	-28,7697	28,9303
		B/FC	-44,7126	9,6822	,000	-73,0608	-16,3644
		B/FF	-24,3681	9,6822	,133	-52,7163	3,9801
	B/FC	D/FC	55,4303	9,6822	,000	27,0821	83,7785
		Z/AL	41,8846	9,8536	,001	13,0346	70,7345
		N/FC	44,7929	9,8536	,000	15,9429	73,6429

		N/FF	44,7126	9,6822	,000	16,3644	73,0608
		B/FF	20,3445	9,6822	,298	-8,0037	48,6927
	B/FF	D/FC	35,0858	9,6822	,007	6,7376	63,4340
		Z/AL	21,5401	9,8536	,257	-7,3099	50,3900
		N/FC	24,4484	9,8536	,143	-4,4016	53,2984
		N/FF	24,3681	9,6822	,133	-3,9801	52,7163
		B/FC	-20,3445	9,6822	,298	-48,6927	8,0037
Res fractura HSUEH	D/FC	Z/AL	-23,5980	9,7753	,165	-52,2187	5,0226
		N/FC	-61,7455	9,7753	,000	-90,3661	-33,1248
		N/FF	-35,9602	9,6052	,005	-64,0831	-7,8374
		B/FC	-55,1651	9,6052	,000	-83,2879	-27,0422
		B/FF	-48,2922	9,6052	,000	-76,4151	-20,1694
	Z/AL	D/FC	23,5980	9,7753	,165	-5,0226	52,2187
		N/FC	-38,1474	9,9424	,003	-67,2574	-9,0375
		N/FF	-12,3622	9,7753	,803	-40,9828	16,2584
		B/FC	-31,5670	9,7753	,022	-60,1877	-2,9464
		B/FF	-24,6942	9,7753	,130	-53,3148	3,9265
	N/FC	D/FC	61,7455	9,7753	,000	33,1248	90,3661
		Z/AL	38,1474	9,9424	,003	9,0375	67,2574
		N/FF	25,7852	9,7753	,101	-2,8354	54,4059
		B/FC	6,5804	9,7753	,984	-22,0402	35,2010
		B/FF	13,4532	9,7753	,741	-15,1674	42,0739
	N/FF	D/FC	35,9602	9,6052	,005	7,8374	64,0831
		Z/AL	12,3622	9,7753	,803	-16,2584	40,9828
		N/FC	-25,7852	9,7753	,101	-54,4059	2,8354
		B/FC	-19,2048	9,6052	,353	-47,3277	8,9180
		B/FF	-12,3320	9,6052	,793	-40,4548	15,7909
	B/FC	D/FC	55,1651	9,6052	,000	27,0422	83,2879
		Z/AL	31,5670	9,7753	,022	2,9464	60,1877
		N/FC	-6,5804	9,7753	,984	-35,2010	22,0402

		N/FF	19,2048	9,6052	,353	-8,9180	47,3277
		B/FF	6,8728	9,6052	,979	-21,2500	34,9957
	B/FF	D/FC	48,2922	9,6052	,000	20,1694	76,4151
		Z/AL	24,6942	9,7752	,130	-3,9265	53,3148
		N/FC	-13,4532	9,7753	,741	-42,0739	15,1674
		N/FF	12,3320	9,6052	,793	-15,7909	40,4548
		B/FC	-6,8728	9,6052	,979	-34,9957	21,2500

Basadas en las medias observadas.

El término de error es la media cuadrática(Error) = 691,956.

\*. La diferencia de medias es significativa al nivel ,05.

### 4.3. ANOVA bifactorial para muestras independientes según “tratamiento superficial” y “recubrimiento”.

#### 4.3.1. Variables dependientes: primer daño y resistencia a la fractura.

Factores inter-sujetos			
		Etiqueta del valor	N
Tratamiento superficial	,00	Glaseado	40
	1,00	Fresado	23
	2,00	Pulido	25
Recubrimiento	,00	Emax Ceram	15
	1,00	Lava Ceram	14
	2,00	In line	29
	3,00	Dsign	30

<b>Contrastes multivariados<sup>c</sup></b>						
Efecto		Valor	F	Gl de la hipótesis	Gl de error	Sig.
Intersección	Traza de Pillai	,712	94,980 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
	Lambda de Wilks	,288	94,980 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
	Traza de Hotelling	2,467	94,980 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
	Raíz mayor de Roy	2,467	94,980 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
tratamiento superficial	Traza de Pillai	,450	11,329	4,000	156,000	,000
	Lambda de Wilks	,552	13,301 <sup>a</sup>	4,000	154,000	,000
	Traza de Hotelling	,806	15,308	4,000	152,000	,000
	Raíz mayor de Roy	,800	31,194 <sup>b</sup>	2,000	78,000	,000
recubrimiento	Traza de Pillai	,277	4,175	6,000	156,000	,001
	Lambda de Wilks	,724	4,508 <sup>a</sup>	6,000	154,000	,000
	Traza de Hotelling	,382	4,836	6,000	152,000	,000
	Raíz mayor de Roy	,381	9,902 <sup>b</sup>	3,000	78,000	,000
tratamiento superficial * recubrimiento	Traza de Pillai	,211	2,296	8,000	156,000	,024
	Lambda de Wilks	,791	2,394 <sup>a</sup>	8,000	154,000	,018
	Traza de Hotelling	,262	2,491	8,000	152,000	,014
	Raíz mayor de Roy	,254	4,953 <sup>b</sup>	4,000	78,000	,001

a. Estadístico exacto

b. El estadístico es un límite superior para la F el cual ofrece un límite inferior para el nivel de significación.

c. Diseño: Intersección + tratamiento superficial + recubrimiento + tratamiento superficial \* recubrimiento



<b>Pruebas de los efectos inter-sujetos</b>						
Origen	Variable dependiente	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
Modelo corregido	Primer daño HSUEH	46056,430 <sup>a</sup>	9	5117,381	3,834	,000
	Res fractura HSUEH	136513,158 <sup>b</sup>	9	15168,129	16,647	,000
Intersección	Primer daño HSUEH	78871,853	1	78871,853	59,090	,000
	Res fractura HSUEH	172524,615	1	172524,615	189,347	,000
tratamiento superficial	Primer daño HSUEH	15740,736	2	7870,368	5,896	,004
	Res fractura HSUEH	52769,654	2	26384,827	28,958	,000
recubrimiento	Primer daño HSUEH	10178,938	3	3392,979	2,542	,062
	Res fractura HSUEH	26154,630	3	8718,210	9,568	,000
tratamiento superficial * recubrimiento	Primer daño HSUEH	8922,488	4	2230,622	1,671	,165
	Res fractura HSUEH	17808,353	4	4452,088	4,886	,001
Error	Primer daño HSUEH	104111,874	78	1334,768		
	Res fractura HSUEH	71070,169	78	911,156		
Total	Primer daño HSUEH	256375,783	88			
	Res fractura HSUEH	438673,415	88			
Total corregida	Primer daño HSUEH	150168,304	87			
	Res fractura HSUEH	207583,328	87			

a. R cuadrado = ,307 (R cuadrado corregida = ,227)

b. R cuadrado = ,658 (R cuadrado corregida = ,618)

#### 4.3.2 Pruebas *post hoc* (comparaciones múltiples de Tukey)

<b>Comparaciones múltiples</b>					
Variable dependiente	(I)Recubrimiento	(J)Recubrimiento	Diferencia de medias (I-J)	Error típ.	Sig.
Primer daño HSUEH	Emax Ceram	Lava Ceram	-13,5457	13,57664	,751
		In line	-33,8061 <sup>*</sup>	11,61942	,024
		Dsign	-22,9017	11,55321	,204
	Lava Ceram	Emax Ceram	13,5457	13,57664	,751
		In line	-20,2604	11,88979	,329
		Dsign	-9,3560	11,82509	,858
	In line	Emax Ceram	33,8061 <sup>*</sup>	11,61942	,024
		Lava Ceram	20,2604	11,88979	,329
		Dsign	10,9044	9,51413	,662
	Dsign	Emax Ceram	22,9017	11,55321	,204
		Lava Ceram	9,3560	11,82509	,858
		In line	-10,9044	9,51413	,662
Res fractura HSUEH	Emax Ceram	Lava Ceram	-23,5980	11,21723	,161
		In line	-58,3418 <sup>*</sup>	9,60015	,000
		Dsign	-42,1262 <sup>*</sup>	9,54545	,000
	Lava Ceram	Emax Ceram	23,5980	11,21723	,161
		In line	-34,7438 <sup>*</sup>	9,82353	,004
		Dsign	-18,5282	9,77008	,238
	In line	Emax Ceram	58,3418 <sup>*</sup>	9,60015	,000
		Lava Ceram	34,7438 <sup>*</sup>	9,82353	,004
		Dsign	16,2156	7,86073	,174
	Dsign	Emax Ceram	42,1262 <sup>*</sup>	9,54545	,000
		Lava Ceram	18,5282	9,77008	,238
		In line	-16,2156	7,86073	,174

#### 4.4. ANOVA bifactorial para muestras independientes según “tratamiento superficial” y “núcleo”.

4.4.1. Variables dependientes: primer daño y resistencia a la fractura.

Factores inter-sujetos			
		Etiqueta del valor	N
Tratamiento superficial	,00	Glaseado	40
	1,00	Fresado	23
	2,00	Pulido	25
Núcleo	,00	Disilicato	15
	1,00	Zircona	14
	2,00	Noble	29
	3,00	Base	30

Efecto		Valor	F	Gl de la hipótesis	Gl del error	Sig.
Intersección	Traza de Pillai	,743	111,330 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
	Lambda de Wilks	,257	111,330 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
	Traza de Hotelling	2,892	111,330 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
	Raíz mayor de Roy	2,892	111,330 <sup>a</sup>	2,000	77,000	,000
tratamiento superficial	Traza de Pillai	,480	12,315	4,000	156,000	,000
	Lambda de Wilks	,525	14,637 <sup>a</sup>	4,000	154,000	,000
	Traza de Hotelling	,896	17,015	4,000	152,000	,000
	Raíz mayor de Roy	,885	34,510 <sup>b</sup>	2,000	78,000	,000
núcleo	Traza de Pillai	,580	10,622	6,000	156,000	,000
	Lambda de Wilks	,503	10,520 <sup>a</sup>	6,000	154,000	,000
	Traza de Hotelling	,822	10,416	6,000	152,000	,000
	Raíz mayor de Roy	,472	12,274 <sup>b</sup>	3,000	78,000	,000
tratamiento superficial * núcleo	Traza de Pillai	,537	7,154	8,000	156,000	,000
	Lambda de Wilks	,511	7,671 <sup>a</sup>	8,000	154,000	,000
	Traza de Hotelling	,862	8,186	8,000	152,000	,000
	Raíz mayor de Roy	,733	14,303 <sup>b</sup>	4,000	78,000	,000

a. Estadístico exacto

b. El estadístico es un límite superior para la F el cual ofrece un límite inferior para el nivel de significación.

c. Diseño: Intersección + tratamiento superficial + núcleo + tratamiento superficial \* núcleo

Pruebas de los efectos inter-sujetos						
Origen	Variable dependiente	Suma de cuadrados tipo III	gl	Media cuadrática	F	Sig.
Modelo corregido	Primer daño HSUEH	93196,566 <sup>a</sup>	9	10355,174	14,177	,000
	Res fractura HSUEH	147423,420 <sup>b</sup>	9	16380,380	21,238	,000
Intersección	Primer daño HSUEH	78728,412	1	78728,412	107,787	,000
	Res fractura HSUEH	172312,382	1	172312,382	223,411	,000
tratamiento superficial	Primer daño HSUEH	15816,828	2	7908,414	10,827	,000
	Res fractura HSUEH	52896,186	2	26448,093	34,291	,000
núcleo	Primer daño HSUEH	26860,431	3	8953,477	12,258	,000
	Res fractura HSUEH	23373,995	3	7791,332	10,102	,000
tratamiento superficial * núcleo	Primer daño HSUEH	39136,237	4	9784,059	13,395	,000
	Res fractura HSUEH	31689,212	4	7922,303	10,272	,000
Error	Primer daño HSUEH	56971,737	78	730,407		
	Res fractura HSUEH	60159,908	78	771,281		
Total	Primer daño HSUEH	256375,783	88			

	Res fractura HSUEH	438673,415	88			
Total corregida	Primer daño HSUEH	150168,304	87			
	Res fractura HSUEH	207583,328	87			

a. R cuadrado = ,621 (R cuadrado corregida = ,577)

b. R cuadrado = ,710 (R cuadrado corregida = ,677)

#### 4.4.2. Pruebas *post hoc* (comparaciones múltiples de Tukey)

Comparaciones múltiples						
Variable dependiente	(I)Núcleo	(J)Núcleo	Diferencia de medias (I-J)	Error típ.	Intervalo de confianza 95%	
					Límite inferior	Límite superior
Primer daño HSUEH	Disilicato	Zircona	-13,5457	10,04319	-39,9120	12,8206
		Noble	-10,6789	8,59536	-33,2442	11,8864
		Base	-45,2580*	8,54638	-67,6948	-22,8213
	Zircona	Disilicato	13,5457	10,04319	-12,8206	39,9120
		Noble	2,8668	8,79536	-20,2236	25,9572
		Base	-31,7123*	8,74750	-54,6771	-8,7476
	Noble	Disilicato	10,6789	8,59536	-11,8864	33,2442
		Zircona	-2,8668	8,79536	-25,9572	20,2236
		Base	-34,5791*	7,03799	-53,0559	-16,1024
	Base	Disilicato	45,2580*	8,54638	22,8213	67,6948
		Zircona	31,7123*	8,74750	8,7476	54,6771
		Noble	34,5791*	7,03799	16,1024	53,0559
Res fractura HSUEH	Disilicato	Zircona	-23,5980	10,32038	-50,6920	3,4960
		Noble	-48,4083*	8,83259	-71,5964	-25,2202
		Base	-51,7286*	8,78226	-74,7846	-28,6727
	Zircona	Disilicato	23,5980	10,32038	-3,4960	50,6920

		Noble	-24,8102*	9,03811	-48,5379	-1,0826
		Base	-28,1306*	8,98893	-51,7292	-4,5320
	Noble	Disilicato	48,4083	8,83259	25,2202	71,5964
		Zircona	24,8102*	9,03811	1,0826	48,5379
		Base	-3,3204	7,23224	-22,3071	15,6664
	Base	Disilicato	51,7286	8,78226	28,6727	74,7846
		Zircona	28,1306*	8,98893	4,5320	51,7292
		Noble	3,3204	7,23224	-15,6664	22,3071

Basadas en las medias observadas.

El término de error es la media cuadrática(Error) = 771,281.

\*. La diferencia de medias es significativa al nivel ,05.

**Introduction:** Ceramics today are widely used in most fixed prosthesis because of their aesthetics, durability and biocompatibility. Traditionally, ceramics have been used as veneers in combination with a metallic core that provided the required physical properties. However, the current trend is the use of total ceramic systems, which are metal free. Several factors may influence the final restoration's shape and dimensions, such as impression materials and techniques, laboratory technician ability, and the properties of the materials used during the elaboration and cementation of the fixed prosthesis. Once the final restoration is finished and has been placed intraorally certain alterations may be required because of the abovementioned factors. In specific areas of the restoration, reduction of the ceramic thickness is needed to achieve correct occlusal contacts with the adjacent and antagonist teeth. Therefore, grinding the ceramic surface prior or even moreso after cementation is a common clinical procedure. In many cases, burs of different grain size, conditions of use, used conditions, and even at different speeds are used in an uncontrolled manner. This procedure removes the glazed layer revealing a rougher surface which decreases the fracture toughness of the restoration, increases the tooth wear of the antagonist teeth and promotes pigmentation. Most authors state that an appropriately polished ceramic surface can be achieved clinically by means of polishing, thus there is no need to have the restorations glazed afterwards in the laboratory. Moreover, some authors believe that smoother surfaces can be obtained with grinding and polishing chairside procedures compared to the laboratory autoglazed. Furthermore, some adjustments can only be performed after the final cementation due to an increase in the marginal fit caused by the cement material, or to prevent ceramic fractures, as in the case of total ceramic restorations.

**Justification and aims:** The aim of the present experimental in vitro study is to compare the surface roughness and fracture toughness achieved with chairside procedures versus laboratory glazing techniques, by means of different metallic and ceramic cores, and veneers. Our null hypothesis is: There are no statistically significant differences in terms of surface roughness

between the experimental groups. There are no statistically significant differences in terms of fracture toughness between the experimental groups.

**Materials and methods:** 90 disc shape probes: 16 mm diameter and  $1.5\pm 1.6$  mm thickness were elaborated. Probes were divided into six different groups, depending on the combination of materials. D/FC: Lithium disilicate IPS e.max<sup>®</sup> Press. Ivoclar Vivadent, Schaan, Liechtenstein)/Conventional feldspathic (IPS e.max<sup>®</sup> Ceram . Ivoclar Vivadent); Z/AL: Zirconium oxide (Lava<sup>™</sup> . 3M ESPE, Seefeld, Alemania)/feldspathic with high alumina content (Lava<sup>™</sup> Ceram. 3M ESPE); N/FC: Noble alloy (Cerapall<sup>®</sup> 6. Metalor, Attleboro, USA)/Conventional feldspathic (IPS InLine<sup>®</sup>. Ivoclar Vivadent); N/FF: Noble alloy (Cerapall<sup>®</sup> 6. Metalor, Attleboro, USA)/Feldspathic with fluorapatite (IPS d.Sign<sup>®</sup>. Ivoclar Vivadent); B/FC: Base alloy (Tilite<sup>®</sup>. Talladium España, Lleida, España)/Conventional feldspathic (IPS InLine<sup>®</sup>. Ivoclar Vivadent); B/FF: Base alloy (Tilite<sup>®</sup>. Talladium España, Lleida, España)/Feldspathic with fluorapatite (IPS d.Sign<sup>®</sup>. Ivoclar Vivadent). The probes' surface roughness was measured by means of contact profilometry. A roughness tester Perthometer M1 (Mahr, Göttingen, Germany) was used. In each group 10 probes were ground using a fine grit flame shaped diamond bur (46  $\mu$ m) (DZ92, Lot N° 041105; Drendel+Zweiling, Berlin, Germany) at high speed with refrigeration. Surface roughness was then re-measured. Posteriorly, five probes from each group were polished using silicone diamond reinforced disc shaped polishers OptraFine F (Ivoclar Vivadent) at low speed with refrigeration. Probes were examined under a scanning electron microscope (SEM) (JSM-6400<sup>®</sup>; JEOL, Japón) in all steps of the study. Subsequently, probes were termocycled in artificial saliva (6000 cycles from  $5\pm 5^{\circ}$  C to  $55\pm 5^{\circ}$  C). Fracture toughness was measured by means of "piston-on-three ball" biaxial flexural strength test, Autograph AG-X (Shimadzu, Kyoto, Japan). First, fracture toughness values were recorded at the first peak on the stress-strain curve, also called chipping; second, at the veneer leak or total breakdown of the probe. Fracture toughness was calculated by Roark's formula modified by Hsueh et al. for multilayered materials and ISO 6782 formula. Finally, statistical analysis of data was performed.



**Results:** The surface roughness values (Ra) depending on the surface treatment were:  $1.9 \pm 0.5 \mu$  for glazed probes,  $3.5 \pm 0.7$  for ground probes and  $1.7 \pm 1.1 \mu$  for polished probes. The repeated measures analysis of variance conducted showed statistically significant differences between the three surface treatments ( $F_{(2, 58)} = 53.197$ ;  $p \leq 0.0001$ ). Nevertheless, when the Bonferroni test was applied no statistically significant differences were found between glazed and polished probes, but differences were found between the two former groups and the ground probes. Differences between the combination of material groups with a two-factor analysis of variance (core and veneer materials) resulted in no statistically significant differences between core materials. However, statistically significant differences were found between veneer materials, specifically between the conventional feldspathic veneer IPS Inline<sup>®</sup> and feldspathic with fluorapatite IPS d.Sign<sup>®</sup> with lower Ra values for the latter according to the Tukey multiple comparison test.

The fracture toughness values at chipping were:  $25.6 \pm 25.5$  MPa for glazed probes,  $16.3 \pm 7.9$  Mpa for ground probes and  $61.6 \pm 63.3$  Mpa for polished probes when the Roark's formula modified by Hsueh et al. for multilayered materials was applied. Secondly, total veneer fracture toughness values were:  $37.1 \pm 30.1$  MPa for glazed probes,  $20.1 \pm 11.3$  MPa for ground probes and  $101.1 \pm 55.7$  MPa for polished probes. Independent samples analysis of variance found statistically significant differences between the three surface treatments when fracture toughness at chipping was analyzed ( $F_{(2, 86)} = 9.48$ ;  $p \leq 0.0001$ ) and similarly at total veneer fracture toughness ( $F_{(2, 86)} = 34.72$ ;  $p \leq 0.0001$ ). The polished probes were more resistant than the other two groups (glazed and ground probes). Regarding the confection materials, the two-factor analysis of variance (surface treatment and materials) found statistically significant differences between groups when fracture toughness at chipping was analyzed ( $F_{(5, 83)} = 8.42$ ;  $p \leq 0.0001$ ) and equally at total veneer fracture toughness ( $F_{(5, 83)} = 7.41$ ;  $p \leq 0.0001$ ). Statistically significant differences were found between the fracture toughness at chipping of group B/FC and the remaining groups, B/FC presenting higher values, except for group B/FF. In

addition, statistically significant differences were found between groups B/FF and D/FC, the former presented higher values. Moreover, regarding the total veneer fracture toughness, statistically significant differences were found between group D/FC and the remaining groups, group D/FC presenting lower values, except for group Z/AL. When the core and the veneer materials were analyzed separately with the two-factor analysis of variance (surface treatment and veneer material) no statistically significant differences were found for the fracture toughness at chipping ( $F_{(3, 85)} = 2.54$ ;  $p \leq 0.062$ ) but statistically significant differences were found at total veneer fracture toughness ( $F_{(3, 8)} = 9.57$ ;  $p \leq 0.0001$ ) for the veneer material. Statistically significant differences were found between IPS e.max Ceram, and IPS InLine and IPS d.Sign ceramics, the former presenting lower values; additionally, between Lava Ceram and IPS InLine ceramics, the former presenting lower values. For the core material, statistically significant differences were found for the fracture toughness at chipping ( $F_{(3,85)} = 12.26$ ;  $p \leq 0.0001$ ) and for the total veneer fracture toughness ( $F_{(3,85)} = 10.10$ ;  $p \leq 0.0001$ ).

In relation to fracture toughness at chipping, statistically significant differences were found between the base alloy and the other core materials, the former presenting higher values. Statistically significant differences were found between the lithium disilicate and, base and noble alloys, the former presenting lower values. No statistically significant differences were found between base and noble alloys. Finally, there were no statistically significant differences between the lithium disilicate and zirconium oxide.

### **Conclusions:**

**FIRST:** The contact profilometry demonstrated that surface roughness was increased after the veneer ceramic thickness reduction by means of grinding; but was diminished after polishing, obtaining surfaces as smooth as the glazed ones.

**SECOND:** The contact profilometry did not show surface roughness differences depending on the core material used, but differences were found

depending on the veneer material. The feldspathic fluorapatite ceramic presented better polishing results than conventional feldspathic ceramic.

**THIRD:** The biaxial flexural strength test demonstrated that fracture toughness did not diminish with grinding nor increased after polishing.

**FOURTH:** The biaxial flexural strength test revealed differences in the fracture toughness of the different core and veneer materials. The ceramic fused to metal group (specifically base alloy) was more resistant than totally ceramic systems.

On the basis of our findings we can say there are no differences in terms of surface roughness and/or fracture toughness achieved with chairside procedures versus laboratory glazing techniques.